



Université  
de Toulouse

# THÈSE

En vue de l'obtention du

## DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE

**Délivré par :**

Institut National Polytechnique de Toulouse (Toulouse INP)

**Discipline ou spécialité :**

Génie Mécanique, Mécanique des Matériaux

---

**Présentée et soutenue par :**

M. ROGER PIERRE LEMANLE SANGA

le mardi 10 septembre 2019

**Titre :**

Evaluation expérimentale et numérique des endommagements d'une structure composite sous impact pour une large gamme de vitesses et d'énergies

---

**Ecole doctorale :**

Mécanique, Energétique, Génie civil, Procédés (MEGeP)

**Unité de recherche :**

Laboratoire de Génie de Productions de l'ENIT (E.N.I.T-L.G.P.)

**Directeur(s) de Thèse :**

M. OLIVIER PANTALE

M. CHRISTIAN GARNIER

**Rapporteurs :**

Mme FEDERICA DAGHIA, ECOLE NORMALE SUPERIEURE PARIS-SACLAY

M. OLIVIER POLIT, UNIVERSITE PARIS 10

**Membre(s) du jury :**

M. ALEXIS BEAKOU, UNIVERSITE CLERMONT-FERRAND 2, Président

M. CHRISTIAN GARNIER, ECOLE NATIONALE D'INGENIEUR DE TARBES, Membre

Mme XIAOJING GONG, UNIVERSITE TOULOUSE 3, Membre

M. OLIVIER PANTALE, ECOLE NATIONALE D'INGENIEUR DE TARBES, Membre

## *Remerciements*

Au moment de clore ce long travail, je suis convaincu que la thèse est loin d'être un travail solitaire. En effet, je n'aurais jamais pu réaliser ce travail de recherche sans le soutien d'un grand nombre de personnes dont la générosité, la bonne humeur et l'intérêt manifestés à l'égard de mes travaux m'ont permis de progresser dans cette phase délicate de « l'apprenti-chercheur ».

En premier lieu, je tiens à remercier mon directeur de thèse, Monsieur Olivier PANTALÉ, pour la confiance qu'il m'a accordée, pour ses multiples conseils. J'aimerais également lui dire à quel point j'ai apprécié sa grande rigueur scientifique. Enfin, j'ai été très sensible à ses qualités humaines d'écoute et de compréhension tout au long de ce travail doctoral.

J'aimerais aussi remercier mon co-directeur de thèse, Monsieur Christian GARNIER pour son soutien inestimable, son suivi rigoureux, sa grande patience, sa compréhension et sa disponibilité. J'ai, en fait, bien bénéficié de ses orientations à différents stades de cette recherche. Enfin ses qualités humaines et sa patience m'ont particulièrement marqué.

J'exprime aussi ma reconnaissance aux personnes qui ont accepté de faire partie de mon jury, Monsieur Alexis BEAKOU Professeur des Universités à l'École d'Ingénieurs SIGMA de Clermont-Ferrand et Madame Xiaojing GONG Professeur des Universités de l'Université Paul Sabatier de Toulouse. Je remercie aussi Madame Federica DAGHIA Maître de Conférences-HDR de l'École Normale Supérieure de Cachan Paris-Saclay et Monsieur Olivier POLIT Professeur des Universités de l'Université de Paris-Nanterre pour l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail de recherche en acceptant de le rapporter.

Je voudrais aussi remercier les personnes qui, tout au long de ce travail, m'ont apporté leur aide dans la réalisation des travaux expérimentaux. Je pense ici à Guillaume MOREL du Laboratoire Procédés, Virginie LAGARDE du Centre d'Ingénierie en Mécanique, Matériaux et Surfaces, à Tiphaine MERIAN du LGP et Marianne PERRIN de l'IUT de Tarbes. Je vous remercie pour votre disponibilité.

Je dis merci à mes collègues doctorants et au personnel du LGP qui, durant toutes ces années, ont grandement contribué à mon intégration.

Je remercie également ma famille pour le soutien moral, les conseils et l'affection qu'ils m'ont toujours apporté et particulièrement pendant ces années de recherche.

---

Enfin, je tiens à remercier vivement toute personne qui m'a de près ou de loin encouragé en me prodiguant ses conseils et ses suggestions pertinentes et en m'incitant à poursuivre mon parcours.

---

## *Table des matières*

<b>Remerciement</b>	<b>1</b>
<b>Introduction générale</b>	<b>3</b>
<b>1 Comportement de structures composites sous impact : bibliographie et cadre de l'étude</b>	<b>7</b>
1.1 Généralités . . . . .	7
1.1.1 Les matériaux composites . . . . .	7
1.1.2 Impacts sur les composites : définition et classification . . . . .	20
1.1.3 Mécanismes d'endommagement . . . . .	22
1.1.4 Paramètres influençant la réponse à l'impact des composites . . . . .	26
1.1.5 Techniques de mesure de l'état d'endommagement . . . . .	31
1.2 Études expérimentales et numériques de l'impact . . . . .	35
1.2.1 Étude expérimentale . . . . .	36
1.2.2 Étude numérique . . . . .	38
1.3 Propriétés mécaniques résiduelles . . . . .	43
1.4 Synthèse . . . . .	45
<b>2 Étude expérimentale</b>	<b>47</b>
2.1 Mise en œuvre des plaques composites . . . . .	47
2.1.1 Choix des matériaux et du procédé de mise en œuvre . . . . .	47
2.1.2 Fabrication des plaques composites . . . . .	49
2.2 Santé matière : mesure du taux de porosité . . . . .	53
2.2.1 La porosité dans les structures . . . . .	53

---

2.2.2	Techniques d'acquisition des images . . . . .	55
2.2.3	Techniques de seuillage utilisées . . . . .	57
2.3	Caractérisation des plaques . . . . .	65
2.3.1	Caractérisation mécanique . . . . .	65
2.3.2	Tenseur de Christoffel et mesures ultrasonores . . . . .	71
2.4	Essais d'impact . . . . .	77
2.4.1	Concession sur la taille des éprouvettes . . . . .	77
2.4.2	Essais d'impact BV/BE . . . . .	78
2.4.3	Essais d'impact HV/HE . . . . .	86
2.4.4	Synthèse des endommagements d'impact . . . . .	91
2.5	Essais de Compression après impact . . . . .	92
2.5.1	Dispositif expérimental et norme . . . . .	92
2.5.2	Résultats des essais de compression après impact . . . . .	93
2.6	Conclusion . . . . .	95
<b>3</b>	<b>Modélisation numérique du comportement à l'impact</b>	<b>97</b>
3.1	Critères d'endommagement et de rupture appliqués aux structures composites . . . . .	98
3.1.1	Critères de rupture . . . . .	98
3.1.2	Critères d'initiation et de propagation des endommagements . . . . .	100
3.2	Modélisation numérique de l'impact . . . . .	109
3.2.1	Données et conditions de la modélisation . . . . .	109
3.2.2	Approches méthodologiques . . . . .	111
3.2.3	Résultats des modèles layup . . . . .	112
3.2.4	Résultats des modèles discrets . . . . .	125
3.3	Synthèse du comportement global . . . . .	139
3.3.1	Temps de calcul . . . . .	139
3.3.2	Zones endommagées . . . . .	139
3.3.3	Déflexion de la plaque, énergie d'endommagement et énergie interne . . . . .	141
3.3.4	Énergie d'endommagement / force d'impact . . . . .	143

---

4	Conclusion et perspectives	145
4.1	Comportement à l'impact des structures composites : confrontation expérience-simulation	145
4.2	Résistance mécanique résiduelle . . . . .	148
4.3	Conclusion générale . . . . .	150
4.4	Perspectives de prolongement de cette étude . . . . .	152
	Bibliographie	155

---



## Table des figures

1	Variété et nature des impacts sur un avion en service . . . . .	4
1.1	Matériau composite [GAY15] . . . . .	8
1.2	Armures des tissus . . . . .	10
1.3	Tissage cylindrique et conique [GAY15] . . . . .	11
1.4	Tissage 3D orthogonal . . . . .	11
1.5	Tissage 4D . . . . .	11
1.6	Constitution générale des stratifiés [BER12] . . . . .	12
1.7	Exemple de désignation d'un stratifié [BER12] . . . . .	13
1.8	Moulage en continu [BER12] . . . . .	14
1.9	Moulage par pultrusion [BER12] . . . . .	14
1.10	Procédé RTM . . . . .	15
1.11	Infusion de résine liquide . . . . .	15
1.12	Éprouvette plate à tête. ISO 3268 type I, ASTM D638 . . . . .	16
1.13	Éprouvette plate à talons, ISO 3268 type III, ASTM D3039-76 . . . . .	16
1.14	Montage ITRII ASTM D3410-75 . . . . .	17
1.15	Schéma de l'essai de flexion. À gauche : flexion 3 points ; à droite : flexion 4 points	17
1.16	Cisaillement inter-laminaire . . . . .	18
1.17	Éprouvette de traction pour la mesure du cisaillement intralaminaire . . . . .	18
1.18	Éprouvette « hors axe » pour la mesure du cisaillement intralaminaire . . . . .	18
1.19	Principe de l'essai de Iosipescu . . . . .	19
1.20	Montage du Rail Shear Test . . . . .	19



1.21	schématisation de l'impact . . . . .	20
1.22	Énergie BVID [CRMZ07] . . . . .	21
1.23	Endommagement des composites après des impacts haute vitesse / haute énergie [MOR03] . . . . .	22
1.24	Fissuration matricielle de cisaillement (a) et de traction (b) [ABR98] . . . . .	23
1.25	Rupture de fibre . . . . .	24
1.26	Observation C-scan du délaminage après impact [RBR <sup>+</sup> 12] . . . . .	25
1.27	Mécanisme de formation du délaminage [EVE99] . . . . .	25
1.28	Progression du délaminage dans l'épaisseur [EVE99] . . . . .	26
1.29	Endommagements observés lors de l'impact sur les composites [KM08] . . . . .	26
1.30	Influence de la vitesse lors de l'impact [CM89] . . . . .	27
1.31	Réponse à l'impact en fonction de l'énergie [OLS00] . . . . .	27
1.32	Différentes formes d'impacteur : hémisphérique (a), ogivale (b) et conique (c) [MMT06] . . . . .	28
1.33	Micrographies des coupes impactées par différentes formes d'impacteur [MMT06] . . . . .	28
1.34	Évolution de l'énergie d'impact normalisée par l'épaisseur en fonction de l'épaisseur du stratifié [ALC06] . . . . .	30
1.35	Évolution de l'aire délaminée dans un composite à renforts unidirectionnels en fonction de l'angle d'interface [FSP98] . . . . .	31
1.36	Principe du CND [Ins14] . . . . .	33
1.37	Types d'excitation thermique pour la thermographie active [MCWB12] . . . . .	34
1.38	Principe de la tomographie à rayon X [MHR15] . . . . .	34
1.39	Schéma de principe du pendule de Charpy . . . . .	36
1.40	Tour de chute utilisée au Laboratoire Génie de Production . . . . .	36
1.41	Lanceur à gaz utilisé au Laboratoire Génie de Production . . . . .	37
1.42	Seuils d'endommagement sur la courbe force/déplacement (a) et la courbe force/-temps (b) [BV02] . . . . .	37
1.43	Mode I de rupture [KRU04] . . . . .	39
1.44	Mode II de rupture [KRU04] . . . . .	39
1.45	Dispositif de l'essai ENF [MMC00] . . . . .	40
1.46	Mode III de rupture [PRO07] . . . . .	40
1.47	Dispositif de l'essai ECT [DBBB98] . . . . .	41

1.48	Comparaison expérience/modélisation [TAN15] . . . . .	42
1.49	Dispositif de Compression après impact . . . . .	43
1.50	Machine de fatigue bi-axiale . . . . .	43
1.51	Types de flambement lors d'un test de Compression après impact [HON13] . . . . .	44
2.1	Schéma de principe de la technique d'infusion de résine liquide sous vide [POU12].	49
2.2	Tissu de Carbone G0926 . . . . .	50
2.3	Séquence d'empilement . . . . .	51
2.4	Réalisation de la bâche à vide . . . . .	52
2.5	Dispositif de réalisation des plaques après infusion . . . . .	52
2.6	Principe de fonctionnement du MEB [JEO] . . . . .	55
2.7	Éprouvette de mesure au MEB . . . . .	56
2.8	Dispositif MEB du LGP-ENI de Tarbes . . . . .	56
2.9	Images issues du MEB . . . . .	57
2.10	Coupes tomographiques . . . . .	58
2.11	Segmentation par seuillage d'image [GW08] . . . . .	59
2.12	Variation du taux de porosité sur une coupe en fonction des images . . . . .	60
2.13	Images issues de la tomographie . . . . .	61
2.14	Lien entre pixel et porosité . . . . .	62
2.15	Variation de la porosité en fonction de la valeur du seuil . . . . .	63
2.16	Variation du seuil en fonction des images . . . . .	63
2.17	Taux de porosité surfacique à partir du seuil optimal . . . . .	64
2.19	Dispositif expérimental des essais de traction uniaxiale . . . . .	67
2.18	Éprouvette de traction . . . . .	68
2.20	Évolution des déformation $\varepsilon_{xx}$ . . . . .	68
2.21	Courbe de contrainte-déformation . . . . .	69
2.22	Éprouvettes de compression . . . . .	70
2.23	Courbe contrainte-déformation en compression . . . . .	70
2.24	Critère de Non-flambement lors de l'essai de compression . . . . .	71
2.25	Formes géométriques des éprouvettes de mesure par ultrasons . . . . .	74

2.26	Dimensions en <i>mm</i> de la plaque épaisse . . . . .	75
2.27	Dispositif d'infusion de la plaque épaisse . . . . .	75
2.28	Dispositif de mesure ultrasonore . . . . .	76
2.29	Dispositif expérimental des impacts BV/BE avec caméras rapides . . . . .	79
2.30	Dispositif de triangularisation du système Tritop . . . . .	81
2.31	Plaque dans le repère . . . . .	81
2.32	Dispositif expérimental de la thermographie infrarouge . . . . .	84
2.33	Extraction de l'évolution temporelle de la température avec le logiciel Altair . . . . .	84
2.34	Zones endommagées moyennes en fonction des énergies d'impact . . . . .	85
2.35	Dispositif expérimental des essais d'impact HV/HE . . . . .	86
2.36	Projectile d'impact HV/HE . . . . .	87
2.37	Zones endommagées en fonction des énergies d'impact . . . . .	90
2.38	Synthèse des surfaces endommagées . . . . .	91
2.39	Dispositif expérimental de CAI . . . . .	92
2.40	Rupture de compression après impact . . . . .	93
2.41	Limite élastique résiduelle . . . . .	94
2.42	Module élastique résiduel . . . . .	94
3.1	Différents constituants du stratifié . . . . .	98
3.2	Réponse macroscopique d'un composite carbone-époxyde sous l'effet de l'endommagement : a) 0° et b) 45° . . . . .	101
3.3	Déplacement relatif entre les nœuds de deux surfaces en contact cohésif [DEC14] . . . . .	103
3.4	Représentation du comportement d'une loi cohésive bilinéaire . . . . .	104
3.5	Principe de la technique VCCT [GE16] . . . . .	107
3.6	Déflexion de la plaque du modèle layup d'impact BV/BE 20 <i>J</i> . . . . .	113
3.7	Évolution des énergies et de la déflexion du modèle layup d'impact BV/BE 20 <i>J</i> . . . . .	114
3.8	Cartographie des endommagements de Hashin du modèle layup d'impact BV/BE 20 <i>J</i> . . . . .	115
3.9	Déflexion des modèles layup d'impact BV/BE 40 <i>J</i> et 50 <i>J</i> . . . . .	116
3.10	Énergies et déflexion des modèles layup d'impact BV/BE 40 <i>J</i> et 50 <i>J</i> . . . . .	117
3.11	Cartographie des endommagements des modèles layup d'impact BV/BE 40 <i>J</i> . . . . .	118
3.12	Cartographie des endommagements des modèles layup d'impact BV/BE 50 <i>J</i> . . . . .	118

3.13	Déflexion de la plaque du modèle d'impact HV/HE 50 <i>J</i> . . . . .	119
3.14	Déplacement du point d'impact du modèle d'impact HV/HE 50 <i>J</i> . . . . .	120
3.15	Énergies et déflexion du modèle d'impact HV/HE 50 <i>J</i> . . . . .	120
3.16	Cartographie des endommagements de Hashin du modèle layup d'impact HV/HE 50 <i>J</i> . . . . .	121
3.17	Déflexion de la plaque des modèles layup d'impact 100 <i>J</i> et 120 <i>J</i> . . . . .	122
3.18	Évolution des énergies des modèles layup d'impact HV/HE 100 <i>J</i> et 120 <i>J</i> . . . . .	123
3.19	Cartographie des endommagements de Hashin du modèle layup d'impact HV/HE 100 <i>J</i> . . . . .	124
3.20	Cartographie des endommagements de Hashin du modèle layup d'impact HV/HE 120 <i>J</i> . . . . .	124
3.21	Déflexion de la plaque du modèle discret d'impact BV/BE 20 <i>J</i> . . . . .	126
3.22	Énergies et déflexion du modèle discret d'impact 20 <i>J</i> . . . . .	127
3.23	Cartographie des endommagements de Hashin du modèle d'impact BV/BE 20 <i>J</i> . . . . .	128
3.24	Délaminage du modèle d'impact BV/BE 20 <i>J</i> . . . . .	128
3.25	Déflexion de la plaque des modèles d'impact BV/BE 40 <i>J</i> et 50 <i>J</i> . . . . .	129
3.26	Énergie et déflexion des modèles d'impact BV/BE 40 <i>J</i> et 50 <i>J</i> . . . . .	130
3.27	Cartographie des endommagements de Hashin du modèle discret d'impact 40 <i>J</i> . . . . .	131
3.28	Cartographie des endommagements de Hashin du modèle discret d'impact 50 <i>J</i> . . . . .	131
3.29	Délaminage des modèles discrets d'impact BV/BE 40 <i>J</i> et 50 <i>J</i> . . . . .	132
3.30	Déflexion de la plaque du modèle discret d'impact HV/HE 50 <i>J</i> . . . . .	133
3.31	Énergie et déflexion du modèle discret d'impact HV/HE 50 <i>J</i> . . . . .	134
3.32	Cartographie des endommagements de Hashin du modèle discret d'impact HV/HE 50 <i>J</i> . . . . .	134
3.33	Déflexion de la plaque des modèles discrets d'impact HV/HE 100 <i>J</i> et 120 <i>J</i> . . . . .	135
3.34	Énergie et déflexion des modèles discrets d'impact HV/HE 100 <i>J</i> et 120 <i>J</i> . . . . .	136
3.35	Cartographie des endommagements de Hashin du modèle discret d'impact HV/HE 100 <i>J</i> . . . . .	137
3.36	Cartographie des endommagements de Hashin du modèle discret d'impact HV/HE 120 <i>J</i> . . . . .	137
3.37	Délaminage des modèles discret d'impact HV/HE 100 <i>J</i> et 120 <i>J</i> . . . . .	138

3.38	Surface délaminée en fonction du type et de l'énergie d'impact . . . . .	140
3.39	Déflexion en fonction des type d'impact et des approches de modélisation . . . . .	142
3.40	Énergies d'endommagement en fonction des type d'impact et des approches de mo- délisation . . . . .	142
3.41	Énergies internes en fonction des type d'impact et des approches de modélisation .	142
4.1	Taille de la zone endommagée . . . . .	147

---

## Liste des tableaux

1.1	Comparaison des résines thermoplastiques et thermodurcissables [BER02] . . . . .	9
1.2	Les procédés de contrôle non destructif [DF96] . . . . .	32
1.4	Énergie d'impact sur avion [CRMZ07] . . . . .	35
1.5	Les différents critères énergétiques . . . . .	41
2.1	Propriétés du système résine [SIC17] . . . . .	48
2.2	Propriétés du système durcisseur [SIC17] . . . . .	48
2.3	Paramètres d'infusabilité pour divers durcisseurs . . . . .	48
2.4	Caractéristiques du tissu G0926 . . . . .	49
2.5	Paramètres de mesure du MEB . . . . .	57
2.6	Paramètres des mesures tomographiques . . . . .	58
2.7	Taux de porosités moyen . . . . .	60
2.8	Matrice de rigidité en fonction de la nature du matériau . . . . .	67
2.9	Propriétés mécaniques en traction du composite G0926/SR1710 . . . . .	69
2.10	Propriétés mécaniques en compression . . . . .	71
2.11	Constantes élastiques en fonction de la vitesse de propagation des ondes acoustiques [MIS00] . . . . .	73
2.12	Réglage du générateur d'onde . . . . .	76
2.13	Vitesses de propagation des ondes acoustiques mesurées dans le composite G0926/SR1710 en $m.s^{-1}$ . . . . .	76
2.14	Caractéristiques mécaniques calculées . . . . .	77
2.15	Types d'impact et énergies utilisées . . . . .	78

---

2.16	Paramètres et conditions d'essai . . . . .	78
2.17	Photographies post-mortem des plaques composites . . . . .	80
2.18	Étapes de post-traitement pour la détermination de l'Ir . . . . .	82
2.19	Indentation résiduelle des impact BV . . . . .	83
2.20	Valeurs moyennes des zones endommagées . . . . .	85
2.21	Paramètres et conditions d'essai . . . . .	87
2.22	Vitesses (en $m/s$ ) et énergies d'impact (en Joules) . . . . .	87
2.23	Images successives lors de l'impact . . . . .	88
2.25	Indentation résiduelle de l'impact HV de 50 J . . . . .	89
2.24	Endommagements externes des plaques après impact HV/HE en fonction de l'énergie d'impact . . . . .	90
2.26	Valeurs moyennes des zones endommagées . . . . .	91
2.27	Propriétés mécaniques résiduelles . . . . .	93
3.1	Les critères énergétiques . . . . .	106
3.2	Données d'entrée de la modélisation des plis . . . . .	110
3.3	Données d'entrée de la modélisation des zones cohésives . . . . .	110
3.4	Vitesses et énergies d'impact basse vitesse . . . . .	111
3.5	Vitesses et énergies d'impact haute vitesse . . . . .	111
3.6	Temps de calcul . . . . .	139
3.7	taille des zones endommagées . . . . .	140
3.8	Contour des zones délaminées . . . . .	141
3.9	Force d'impact et énergie d'endommagement . . . . .	143
3.10	Force d'impact et énergie d'endommagement . . . . .	144
4.1	Formes de la zone endommagée . . . . .	146
4.2	Comparaison des tailles de la zone endommagée . . . . .	147
4.3	Résistance mécanique résiduelle . . . . .	149





## *Introduction générale*

**A**u cours du  $XX^e$  siècle, les matériaux composites à base de fibres de carbone se sont imposés dans le secteur aéronautique. Ceci a conduit au développement de nouvelles techniques de mise en œuvre et de caractérisation de ces structures. Leurs performances mécaniques offrent des perspectives nouvelles quant à leur utilisation dans l'industrie aéronautique et spatiale. Ces perspectives suscitent sans cesse l'intérêt des chercheurs en ce qui concerne la conception et l'optimisation de ces structures. Il faut toutefois noter que leur frein principal réside dans la forte variabilité de leur comportement vis-à-vis de leur état de santé matière. Sachant que l'état de santé matière d'un matériau questionne à la fois les défauts structuraux initiaux créés lors du processus de fabrication de la pièce et les défauts ou endommagements induits en service, il est vital de s'intéresser à la caractérisation de ces défauts. Au cours de leur utilisation, les matériaux composites sont sujets à des sollicitations entraînant des dommages spécifiquement liés aux types de sollicitations. Il est à noter, par ailleurs, que les sollicitations de type accidentelle sont celles qui entraînent les dommages les plus préjudiciables pour les structures composites du fait de leur difficulté de détection. Ces dommages sont généralement présents dans la structure durant tout son cycle d'utilisation. En restant dans le secteur de l'aéronautique, nous étudions le cas particulier des endommagements d'impact (grêle, chute d'objets lors de la maintenance, impacts d'oiseaux, impact de débris sur la piste lors du décollage ou de l'atterrissage, ...) comme illustré sur la figure 1.

Selon leurs caractéristiques, ces impacts causent l'apparition de défauts visibles ou non visibles. Ces défauts induits, combinés aux défauts initiaux peuvent réduire de manière importante les performances de la structure, pire encore lorsque ces défauts se propagent dans la structure sous l'effet de chargements statiques et dynamiques en service.

Dans ce travail, nous nous intéressons à l'évaluation de la durée de vie des structures composites soumises à des impacts. Cette étude se fera par la modélisation numérique du comportement de ces structures composites soumises à des impacts basse vitesse / basse énergie (BV/BE) et à des impacts

---

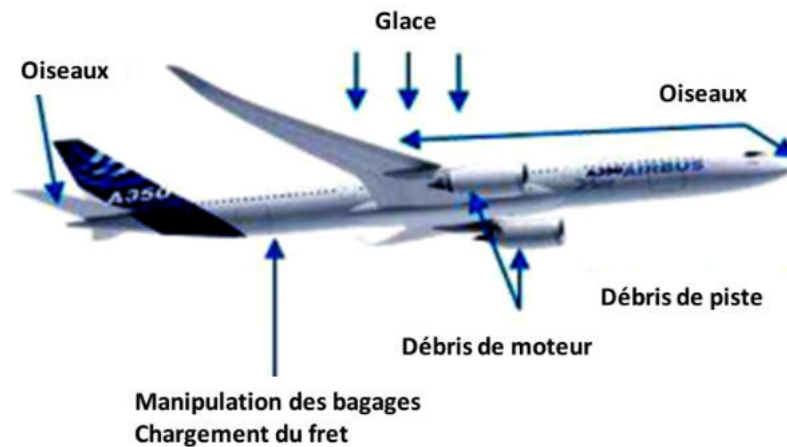


FIGURE 1 – Variété et nature des impacts sur un avion en service

haute vitesse / haute énergie (HV/HE). La mise en œuvre de cette étude a nécessité de diviser ce travail en trois grandes parties.

La première partie sera dédiée à une étude bibliographique des structures composites. Dans un premier temps, nous effectuerons un état de l'art en ce qui concerne les techniques de mise en œuvre des matériaux composites à base de fibre de carbone. Dans un deuxième temps, il s'agit d'explorer les techniques de caractérisation de ces matériaux composites après fabrication afin de déterminer les paramètres des lois de comportement et la santé matière initiale. Par la suite, une étude bibliographique sur les tests expérimentaux et la modélisation du comportement à l'impact et à la compression après impact de structures composites sera présentée. Un accent est mis sur les techniques de détection et de caractérisation des endommagements dans les structures composites. À l'issue de cette première partie, il sera question du choix des matériaux d'étude, de la définition d'un protocole expérimental de fabrication des plaques composites, de la caractérisation de ces plaques, de la réalisation des essais d'impact et de compression après impact (CAI) et de la caractérisation macroscopique des endommagements dus aux impacts.

La deuxième partie sera réservée à l'étude expérimentale. Elle permettra de présenter les travaux de mise en œuvre des plaques par la méthode d'infusion de résine liquide (LRI), la caractérisation des plaques réalisées avec une mesure du taux de porosité basée sur des mesures tomographiques, des essais de traction et de compression quasi-statiques et une caractérisation mécanique par mesures ultrasonores. La campagne expérimentale se poursuivra avec la réalisation des essais d'impact BV/BE par le biais d'une tour de chute et des essais d'impact HV/HE à l'aide d'un lanceur à gaz. Une analyse par thermographie infrarouge permettra alors de déterminer l'état d'endommagement interne des plaques tandis que les endommagements externes et notamment l'indentation résiduelle seront

évalués à l'aide de la technique de numérisation par projections de franges. Enfin, il sera question de déterminer les propriétés mécaniques des plaques par des tests de compression après impact. Cette deuxième partie nous permettra de corréler la réponse à l'impact (état d'endommagement et propriétés mécaniques résiduelles) à l'énergie d'impact d'une part et au type d'impact d'autre part.

La dernière partie de l'étude sera consacrée à la modélisation numérique du comportement à l'impact de structures composites. Nous mettrons en œuvre des modèles numériques d'impact permettant de mieux comprendre les phénomènes physiques gouvernants l'impact dans le but de le prédire le comportement des structures composites sous impact. L'utilisation de deux approches, l'une dite « layup » et l'autre dite « discrète » couplées à des critères d'endommagement de Hashin pour les deux approches et la définition de zones cohésives pour la seconde approche, permettront de déterminer l'état d'endommagement du composite dans les plis et les interfaces (délaminages). Une étude comparative expérience-modélisation permettra alors de valider les modèles proposés.

---



# Chapitre 1

## *Comportement de structures composites sous impact : bibliographie et cadre de l'étude*

### 1.1 Généralités

#### 1.1.1 Les matériaux composites

*On définit le plus souvent les civilisations par les matériaux, en liaison avec les solutions que ceux-ci apportent aux besoins essentiels de l'homme. On a de ce fait connu l'âge de la pierre, du bronze, du fer, de l'acier, du plastique et depuis la fin du XX<sup>e</sup> siècle nous sommes entrés à juste titre dans l'âge des matériaux composites [D'O91]. Dès lors, ceux-ci ont connu une évolution fulgurante et ont conduit à la mise en œuvre de nos jours d'un nouveau type de matériaux composites : les "matériaux intelligents", lesquels possèdent des propriétés spécifiques recherchées.*

##### 1.1.1.1 Constitution d'un matériau composite

Un matériau composite est constitué de l'assemblage de plusieurs matériaux de nature différente [GAY15]. Les qualités respectives des constituants associés se complètent pour former un matériau aux performances mécaniques, thermiques, électriques et/ou physico-chimiques améliorées [LED09]. Dans le sens le plus général, un matériau composite est formé d'une ou plusieurs phases discontinues appelées renforts et d'une phase continue appelée matrice comme illustré sur la figure 1.1. La matrice maintient les renforts et assure les transferts de charges, tandis que les renforts contribuent à la résistance mécanique de la structure principalement par leurs caractéristiques mécaniques élevées (module et limite d'élasticité, résistance mécanique) [DUC00].

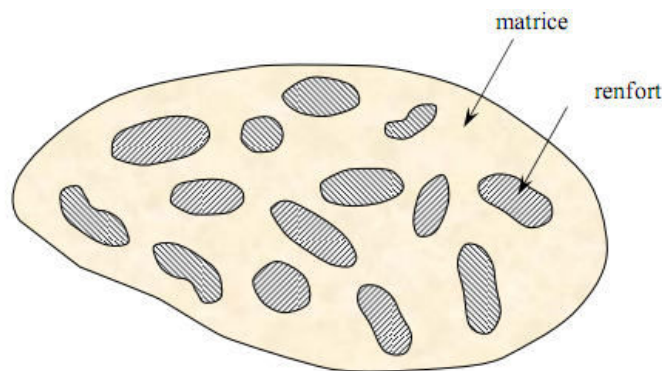


FIGURE 1.1 – Matériau composite [GAY15]

## La matrice

La matrice au sens le plus large a essentiellement pour rôle de transférer les contraintes apportées sur le composite aux renforts, de protéger l'ensemble et de conserver la forme du matériau. Elle doit être déformable et présenter une compatibilité avec les renforts. En outre, pour des besoins de gain en masse elle doit posséder une masse volumique relativement faible [PL00]. La matrice est souvent de nature organique (le plus souvent des résines). On distingue deux grandes familles de résines : les résines thermodurcissables et les résines thermoplastiques.

### — Les résines thermodurcissables

Ce sont des résines dont une élévation de température crée des réactions chimiques au cours desquelles des liaisons covalentes sont formées entre les chaînes de molécules créant un réseau tridimensionnel [PR007]. Le polymère final se présente sous la forme d'un corps solide et infusible. La polymérisation étant irréversible, ce matériau ne peut être mis en forme qu'une seule fois au moment de sa fabrication. On retrouve dans cette classe :

#### ✓ Les résines phénoliques

Les résines phénoliques [BIR04, DC04, CHE91] ou phénol formaldéhyde (PF) sont les plus anciennes résines thermodurcissables. Elles sont obtenues par polycondensation d'un phénol et d'un aldéhyde en milieu alcalin. Après réaction, un réseau tridimensionnel constitué par des ponts méthylènes est formé.

#### ✓ Les résines époxydes

Les résines époxydes [PL00] résultent d'une réaction de polyaddition entre un monomère époxydique (souvent appelé système résine) et un durcisseur de type an-hydrique d'acide ou amine réversible, sous un apport thermique. Leur bonne tenue mécanique et thermique [SMI90] leur permet d'être très utilisées dans les domaines aéronautique et spatial.

#### ✓ Les résines polyesters

Les résines polyesters [JAM04, PL00] résultent de la polycondensation à température élevée de diacides (saturés ou insaturés) et de polyalcools (glycols) dissous dans un monomère de styrène.

#### — Les résines thermoplastiques

Peu utilisées comme matrices de matériaux composites structuraux [NR91], les résines thermoplastiques sont cependant facilement déformables à chaud. L'utilisation en température est limitée, mais leur mise en œuvre est grandement facilitée. L'avantage des résines thermoplastiques réside dans la facilité à leur donner la forme voulue lorsque celles-ci sont chauffées. L'inconvénient principal des résines thermoplastiques réside dans leurs propriétés mécaniques relativement faibles par rapport aux résines thermodurcissables. Une comparaison entre quelques caractéristiques des résines thermodurcissables et des résines thermoplastiques est présentée dans le tableau 1.1.

TABLE 1.1 – Comparaison des résines thermoplastiques et thermodurcissables [BER02]

	Thermoplastiques	Thermodurcissables
État de base	Solide prêt à l'emploi	Liquide visqueux à polymériser
Stockage matière de base	Illimité	Réduit
Mouillabilité des renforts	Difficile	Aisée
Moulage	Chauffage+refroidissement	Chauffage continu
Cycle	Long	Court
Tenue au choc	Assez bonne	Limitée
Tenue thermique	Réduite	Meilleure
Chutes et déchets	Recyclables	Perdus
Condition de travail	Propreté	Émanation de solvant

## Le renfort

C'est la phase discontinue du composite. Avec de très hautes caractéristiques mécaniques, le renfort est généralement composé de matériau avec des propriétés mécaniques plus élevées que la résine. Les renforts confèrent aux composites leurs caractéristiques mécaniques élevées : rigidité, résistance à la rupture, dureté, etc... Ces renforts permettent également une amélioration des propriétés physiques du produit final : comportement thermique, tenue en température, tenue au feu, résistance à l'abrasion, propriétés électriques, etc.... Les caractéristiques recherchées pour les renforts sont : des caractéristiques mécaniques élevées, une masse volumique faible, une bonne compatibilité avec les résines, une bonne facilité de mise en œuvre, etc... En fonction des utilisations, les renforts peuvent être d'origines diverses : végétale [HAL16], minérale, synthétique [JEL91], etc... Toutefois, les renforts les plus utilisés se présentent sous forme de fibres ou formes dérivées, et constituent une fraction volumique du matériau composite généralement comprise entre 0,3 et 0,7 [BER12]. Les renforts en fibres se présentent sous diverses formes commerciales :

— sous forme linéique (fils, mèches, etc...)

Les fibres sont élaborées avec un diamètre de quelques micromètres, et ne peuvent par conséquent pas être utilisées sous forme unitaire. Pour leur utilisation pratique, ces fibres sont réunies en fils ou en mèches de différentes formes.

— sous forme surfacique (tissus simples, mats, etc...)

Les fils peuvent être utilisés pour réaliser des formes surfaciques de divers types dont les plus répandues sont les tissus (figure 1.2). Conformément à la présentation de la figure 1.2, on distingue trois principales configurations (également appelées armures) de tissus : les taffetas, les sergés et les satins.

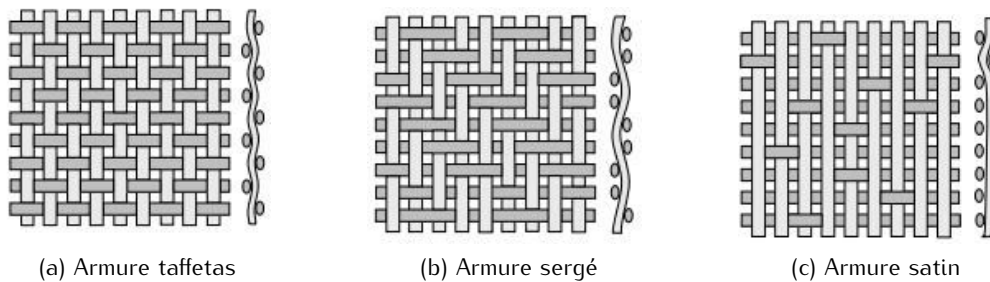


FIGURE 1.2 – Armures des tissus

— sous forme multidirectionnelle (tresses, tissus complexes, etc...).

Il est possible de réaliser des tresses ou préformes par tissage cylindrique ou conique d'un fil tubulaire. Les fils s'entrecroisent en hélice, dont la variation du pas (voir figure 1.3) permet d'ajuster la tresse à la forme qu'elle doit recouvrir. Il est ainsi possible de réaliser une pièce de révolution ayant un diamètre variable le long de son axe. Par ce procédé, divers tissus peuvent être obtenus en forme de "chaussettes" coniques, ogivales ou hémisphériques, utilisées pour satisfaire aux besoins de la construction aéronautique (cône de rentrée, tuyères, etc...).



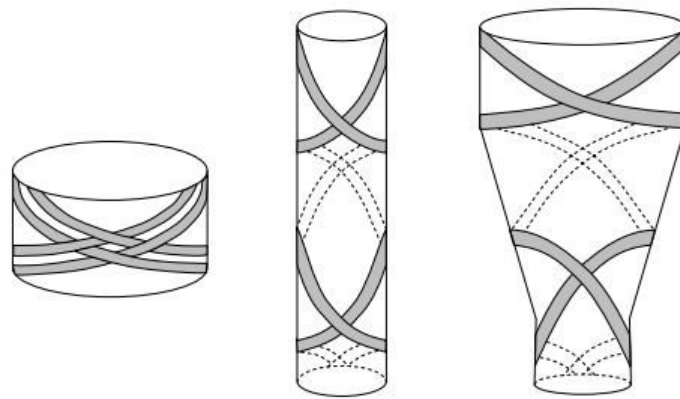


FIGURE 1.3 – Tissage cylindrique et conique [GAY15]

Des tissages volumiques, caractérisés par le nombre de directions de tissage : 3D, 4D, sont également utilisés. La structure la plus simple est celle du tissage 3D, où les fils sont disposés suivant 3 directions orthogonales (voir figure 1.4). Dans un tissage 4D, les fils sont disposés suivant 4 directions (voir figure 1.5). L'objectif est d'obtenir des matériaux composites ayant un comportement quasi-isotrope.

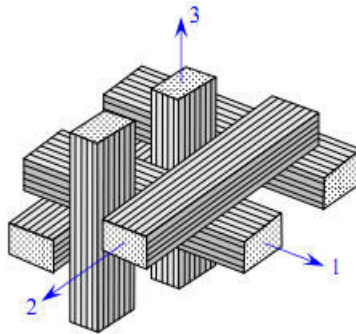


FIGURE 1.4 – Tissage 3D orthogonal

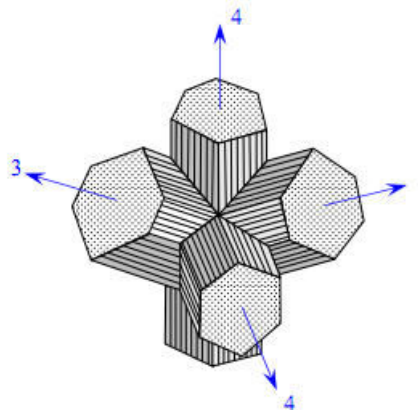


FIGURE 1.5 – Tissage 4D

### 1.1.1.2 Classification des matériaux composites

Selon la nature de la matrice, on distingue trois types de composites. Les composites à matrice organique (CMO), les composites à matrice métallique (CMM) et les composites à matrice céramique (CMC). Outre cette classification suivant la nature de la matrice, on classe aussi les composites suivant la configuration du matériau final. On distingue ainsi les composites à particules, les sandwichs et les stratifiés. Dans le secteur de l'aéronautique, les composites de types stratifiés sont très utilisés. Les stratifiés sont constitués de couches successives (appelées parfois plis), de renforts (fils, stratifils, mats, tissus, etc...) imprégnés de résine [BER12]. La figure 1.6 présente la configuration de principe d'un stratifié.

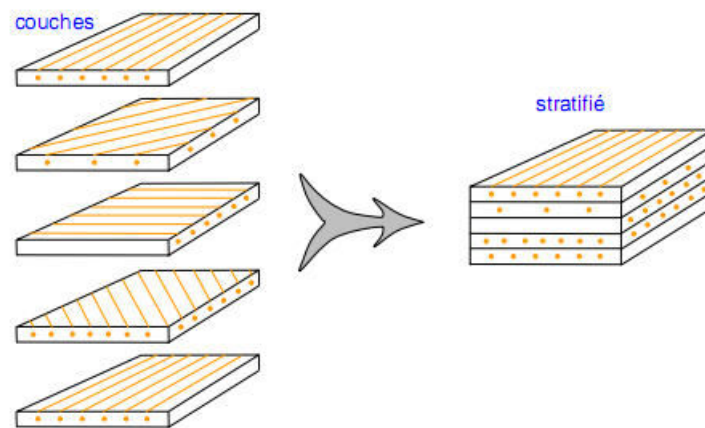


FIGURE 1.6 – Constitution générale des stratifiés [BER12]

Il faut par ailleurs noter que, selon les besoins d'utilisation, l'orientation des plis est faite de manière adéquate. Ainsi on définit globalement la séquence d'empilement d'un stratifié par la procédure suivante :

1. Chaque couche est désignée par un nombre indiquant la valeur en degrés de l'angle que fait la direction des fibres avec l'axe  $\vec{x}$  de référence.
2. Les couches successives sont séparées par un « / » si leurs angles sont différents.
3. Les couches successives de même orientation sont désignées par un indice numérique.
4. Les couches sont nommées successivement en allant d'une face à l'autre. Des crochets (ou parenthèses) indiquent le début et la fin du code. La désignation dépend du système d'axes choisi. Un exemple est donné sur la figure 1.7.

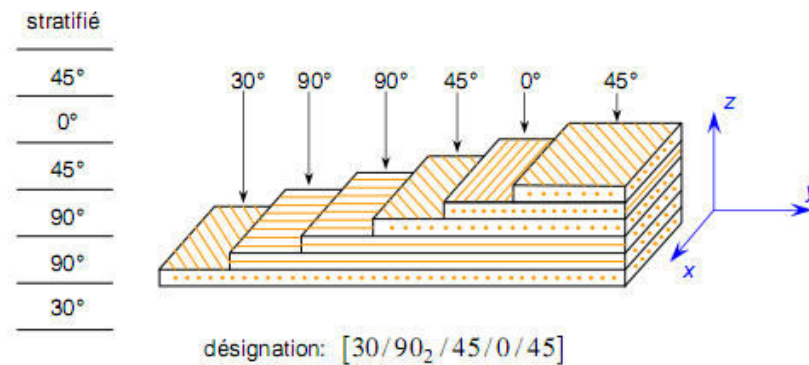


FIGURE 1.7 – Exemple de désignation d'un stratifié [BER12]

### 1.1.1.3 Techniques de fabrication des matériaux composites

Il existe plusieurs techniques de fabrication des matériaux composites. La plupart des méthodes de mise en œuvre consistent à élaborer les pièces en matériaux composites par couches successives comportant matrice et renfort. Cette technique générale appelée stratification, conduit à l'élaboration de stratifiés [BER12]. Parmi ces techniques de stratification nous nous intéressons à celles qui nécessitent l'utilisation de résines liquides par moulage, transfert et infusion. On distingue alors les techniques suivantes.

#### Le moulage en continu

Le moulage en continu permet la fabrication de plaques planes, panneaux, sandwiches (figure 1.8a), de panneaux ondulés pour toitures (figure 1.8b), de plaques nervurées, etc... Schématiquement, ce procédé peut être séparé en plusieurs phases.

1. Une phase d'imprégnation des renforts : fibres, mats ou tissus. La résine catalysée et le renfort sont véhiculés sur un film de démoulage (cellophane, mylar, polyéthylène, etc...).
2. Une phase de mise en forme.
3. Une phase de polymérisation, effectuée dans une étuve (60 à 150°C) en forme de tunnel, dont la longueur est fonction de la température et de la résine (15 à 50 m de long).
4. Une phase de refroidissement et découpage. Dans le cas de la fabrication de plaques planes (figure 1.8a), la mise en forme est simplement réalisée par une mise à l'épaisseur de la plaque, par pressage entre des rouleaux de calandrage. Dans le cas de panneaux ondulés, la mise en forme intervient au cours de la polymérisation (figure 1.8b), par l'intermédiaire de rouleaux mobiles. Le procédé de moulage en continu peut être entièrement automatisé, et permet alors d'élaborer des plaques ou panneaux en continu. Il nécessite toutefois un investissement très important en matériel.

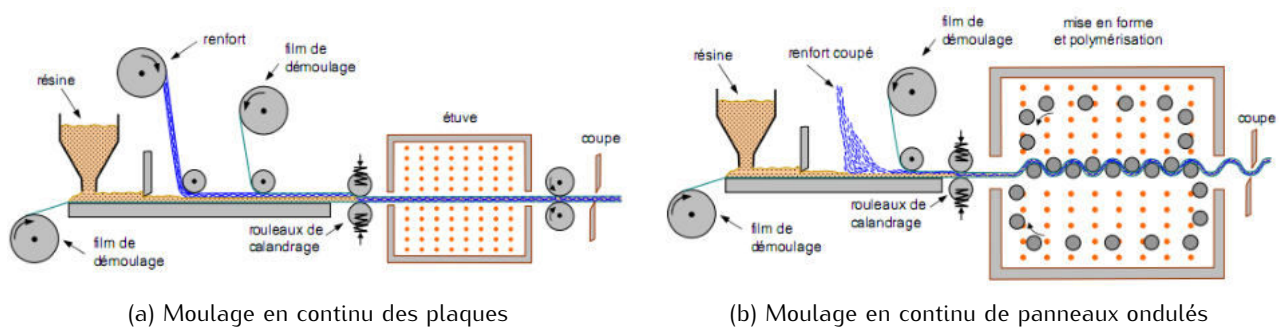


FIGURE 1.8 – Moulage en continu [BER12]

### Le moulage par pultrusion

Le procédé de moulage par pultrusion sert pour la fabrication de profilés, rectilignes ou courbes, à section constante, hautement renforcés dans la direction principale. Dans cette technique (figure 1.9), les renforts : fils, stratifils, rubans, etc..., passent dans un bain de résine catalysée où ils sont imprégnés. Ils traversent ensuite une filière chauffée dans laquelle ont lieu simultanément mise en forme du profilé et polymérisation de la résine. Ce procédé est applicable aux résines thermoplastiques et thermodurcissables. Les profilés obtenus ont des caractéristiques mécaniques élevées, compte tenu de la possibilité d'obtenir des proportions de renfort élevées jusqu'à 80% en volume. Le procédé est adapté aux productions d'assez grandes séries (vitesse de défillement jusqu'à 20 m/h). Il nécessite un investissement important en matériel. Exemples de fabrication : cannes à pêche, profilés divers, raidisseurs, etc...

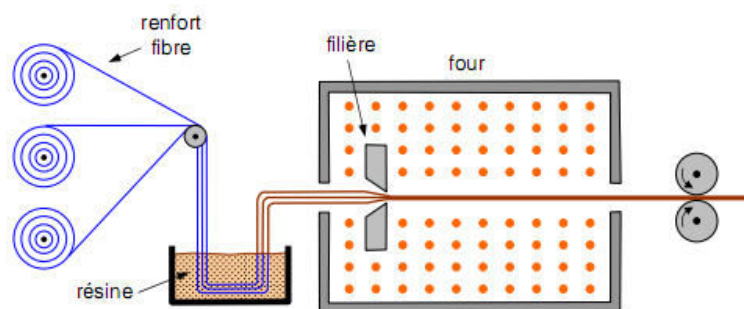


FIGURE 1.9 – Moulage par pultrusion [BER12]

### Resin Transfer Molding (RTM)

Dans le procédé RTM (figure 1.10), une résine de faible viscosité (quelques dixièmes de Pa.s à température ambiante) est injectée par une pompe basse pression dans un moule fermé, chauffé, dans lequel préalablement des renforts appropriés (le plus souvent, des mats de fibres de verre), des inserts et des noyaux en mousse si nécessaire, ont été disposés convenablement. Une fois l'injection

des réactifs terminée, le processus de polymérisation peut commencer et dure entre 2 et 30 minutes, selon la nature des constituants et la géométrie de la pièce.

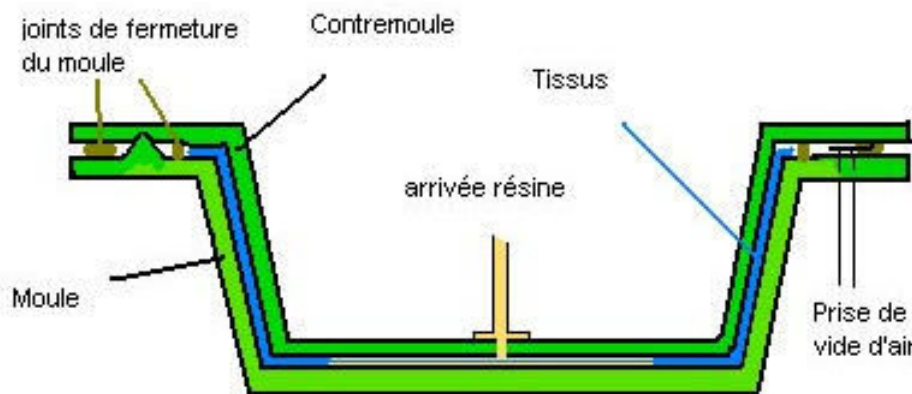


FIGURE 1.10 – Procédé RTM

### Infusion de résine liquide

Le procédé LRI [WSC96] (figure 1.11) consiste à utiliser un tissu drainant très perméable. Celui-ci est placé au dessus des préformes fibreuses. Un contre-moule perforé peut éventuellement être placé au dessus de l'empilement pour améliorer la finition de la surface qui n'est pas en contact avec le moule. Un sac à vide est ensuite placé au dessus de l'ensemble ce qui permet de compacter l'empilement en tirant le vide qui sert également de force motrice pour l'infusion de la résine. A cet effet, un différentiel de pression appliqué entre l'arrivée de résine, située au niveau du drainant, et l'évent, situé sur la base de la préforme, entraîne l'infusion de la résine à l'intérieur du drainant puis à travers l'épaisseur des préformes. Lorsque l'infusion est finie, un cycle de pression et de température est appliqué pour que la réticulation de la résine ait lieu.

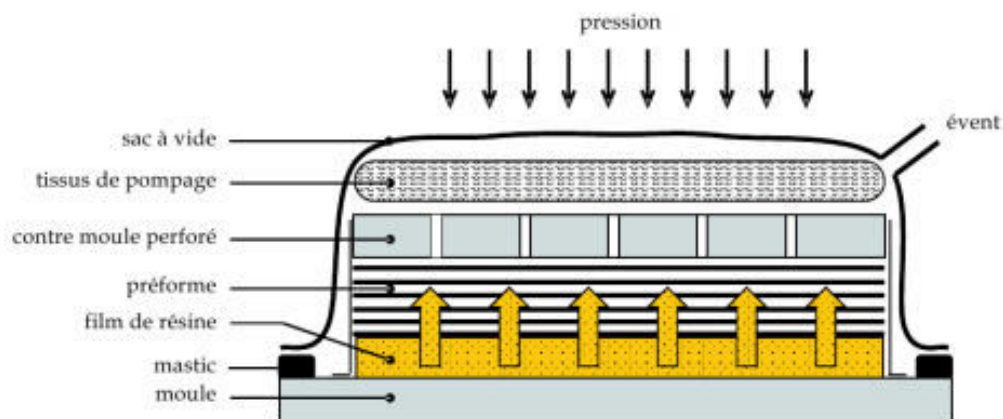


FIGURE 1.11 – Infusion de résine liquide

### 1.1.1.4 Caractérisations mécaniques des matériaux composites

La caractérisation mécanique occupe une place très importante dans l'étude du comportement des matériaux. En effet lors de cette caractérisation on détermine les paramètres nécessaires à l'écriture des lois de comportement d'une part mais aussi pour le calcul et le dimensionnement des structures. Ces paramètres servent aussi de données d'entrée pour les études de modélisation et de simulation numérique. Ces paramètres sont déterminés lors des essais de traction, de compression, de cisaillement et de flexion. Chacun de ces essais est régi par des normes spécifiques.

#### Traction

Les essais sur composites à fibres courtes ou sur polymère sont réalisés sur des éprouvettes (moulées ou usinées) telles que celle schématisée sur la figure 1.12

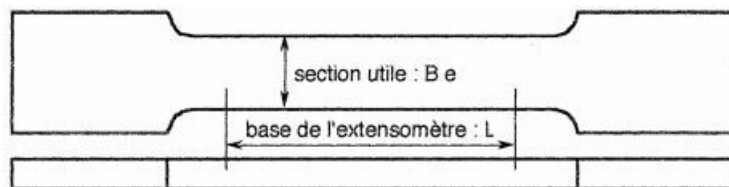


FIGURE 1.12 – Éprouvette plate à tête. ISO 3268 type I, ASTM D638

Dans le cas des composites à fibres longues, unidirectionnels ou stratifiés, des talons sont collés sur les faces des extrémités des éprouvettes (figure 1.13) pour éviter l'endommagement induit par les mordaches et pour introduire progressivement l'effort de traction. Dans ces matériaux, la résistance inter-laminaire est très faible par rapport à la résistance en traction.

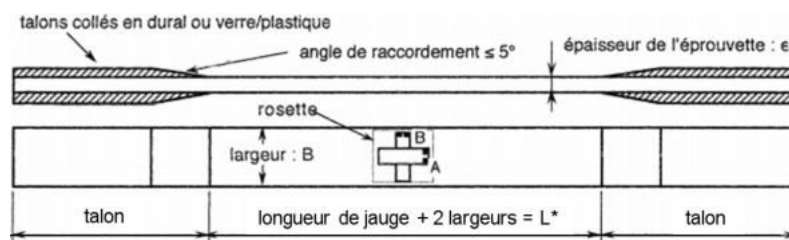


FIGURE 1.13 – Éprouvette plate à talons, ISO 3268 type III, ASTM D3039-76

Une rosette, constituée de deux jauges extensométriques perpendiculaires sur le même support, peut être collée sur la partie utile. On peut ainsi mesurer les grandeurs suivantes :

- Contrainte ultime :  $\sigma_1^R = \frac{F^{max}}{Be}$
- Module de Young :  $E_1 = \frac{\sigma_1}{\varepsilon_A}$
- Coefficient de Poisson :  $\nu_1 = -\frac{\varepsilon_A}{\varepsilon_B}$

avec les données suivantes :

- $F^{max}$  : force appliquée à l'éprouvette au moment de la rupture,
- $B$  : largeur de l'éprouvette,
- $e$  : épaisseur de l'éprouvette,
- $\varepsilon_A$  et  $\varepsilon_B$  : respectivement les déformations longitudinale et transversale dans l'éprouvette mesurées par les jauges extensométriques.

## Compression

La compression est un des essais les plus délicats à mettre en œuvre sur les composites. Il s'agit essentiellement d'éviter le flambement macroscopique, qui n'est pas caractéristique du matériau, mais de la géométrie de la pièce testée et de son élasticité. La figure 1.14 montre un montage où les mors sont guidés. L'éprouvette est une plaquette à talon dont la partie utile est très courte. Si la partie utile est courte, il faut veiller, dans le cas « hors axes », à ce que les fibres ne passent pas de façon continue d'un mors à un autre car on surestimerait alors la résistance ultime.

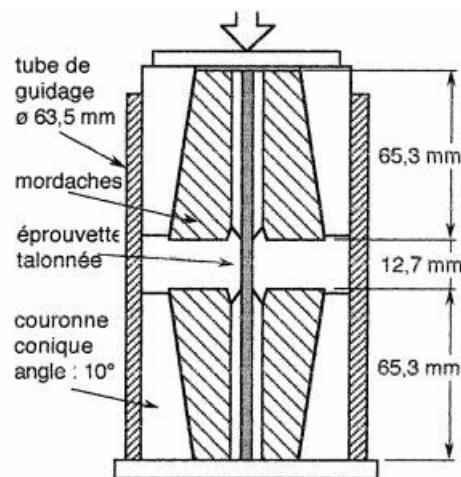


FIGURE 1.14 – Montage ITRII ASTM D3410-75

## Flexion

L'essai de flexion est un essai facile à mettre en œuvre car l'éprouvette ne demande pas de préparation compliquée. L'analyse des résultats est cependant délicate et nécessite d'appliquer des corrections. Les essais de flexion (norme ASTM D790-81) sont schématisés sur la figure 1.15.

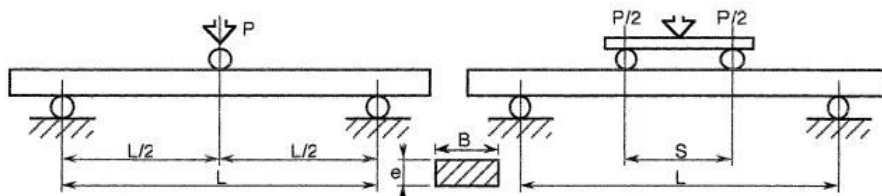


FIGURE 1.15 – Schéma de l'essai de flexion. À gauche : flexion 3 points ; à droite : flexion 4 points



## Cisaillement

On distingue 3 types de cisaillement suivant la configuration et les paramètres recherchés.

### — Cisaillement inter-laminaire

Il s'agit du cisaillement dans un plan perpendiculaire aux strates. L'essai consiste à réaliser une flexion 3 points sur appuis rapprochés (figure 1.16 ) suivant les normes ISO 4585, ASTM D2344, EN 2377.

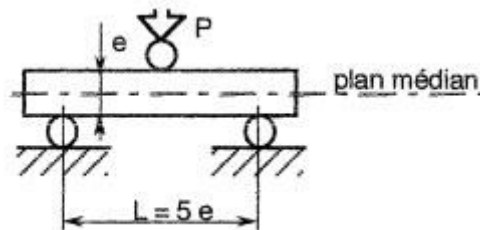


FIGURE 1.16 – Cisaillement inter-laminaire

### — Cisaillement intralaminaire de l'unidirectionnel

La première méthode consiste à utiliser une éprouvette de traction d'un stratifié  $[\pm 45]_S$  (norme ASTM D3518-76) comme décrit sur la figure 1.17.

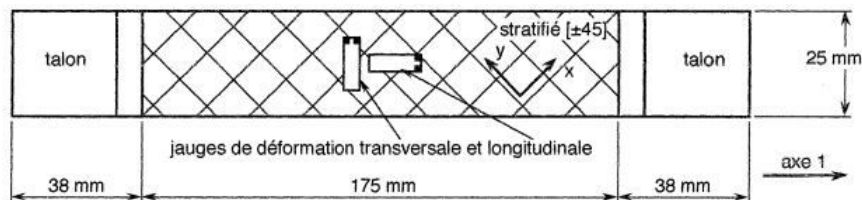


FIGURE 1.17 – Éprouvette de traction pour la mesure du cisaillement intralaminaire

La seconde méthode est basée sur un essai de traction « hors axe » sur une éprouvette orientée à  $10^\circ$ , assez longue et instrumentée par une rosette de jauges à  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  et  $90^\circ$  (figure 1.18).

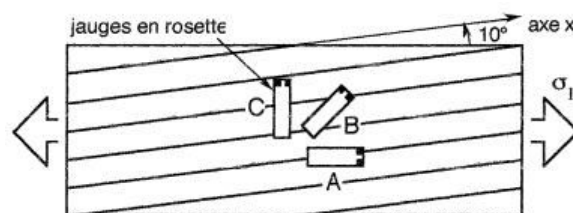


FIGURE 1.18 – Éprouvette « hors axe » pour la mesure du cisaillement intralaminaire



## — Cisaillement intralaminaire des stratifiés

IL existe plusieurs méthodes pour la réalisation du cisaillement intralaminaire des stratifiés. Les plus courantes sont l'essai de Iosipescu (norme ASTM D5379) et le Rail Shear Test (norme ASTM D4255). Les figures 1.19 et 1.20 présentent les montages de ces deux techniques.

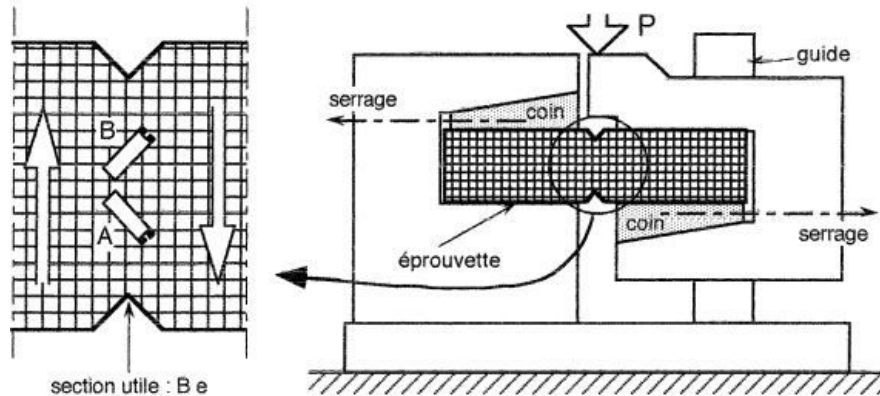


FIGURE 1.19 – Principe de l'essai de Iosipescu

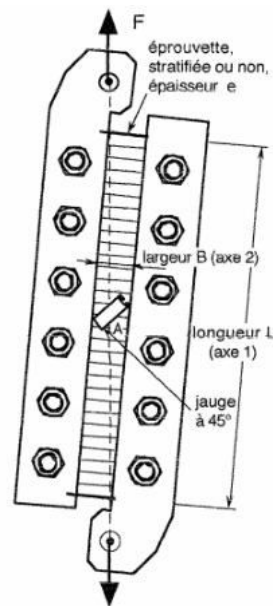


FIGURE 1.20 – Montage du Rail Shear Test

Nous remarquons au bout de cette partie, qu'il existe différents de types de matériaux simples avec lesquels il est possible de fabriquer des structures composites. Dans le secteur aéronautique, les matériaux composites sont le plus souvent constitués de matériaux « qualifiés aéro ». Ce sont en général des fibres de carbone associées à des résines thermodurcissables de type époxyde. Au sein du Laboratoire Génie de Production de l'École Nationale d'Ingénieurs de Tarbes, ces matériaux ont déjà été utilisés dans la fabrication des structures composites. C. Garnier et A. Perret dans leurs thèses [GAR11,PER11] ont notamment utilisé le tissu de carbone G0926 commercialisé sous forme

de tissus secs (armure satin) associé à de la résine époxyde RTM6. D. Busca quant à lui dans ses travaux [BUS14] a utilisé des fibres de carbone 48302 associées à de la résine époxyde SR1710. Dans cette thèse nous faisons un « mix » de ces deux cas en utilisant des fibres de carbone G0926 et de la résine époxyde SR1710. Les résultats obtenus lors des travaux antérieurs nous serviront de base de données afin d'effectuer une étude comparative concernant la caractérisation mécanique. La mise en œuvre adoptée est celle de l'infusion de résine liquide. Les composites obtenus sont des stratifiés avec des séquences d'empilement correspondant aux standards et contraintes de l'aéronautique. Une fois fabriquées, les plaques composites seront soumises à des impacts. Nous allons définir dans la section suivante le concept d'impact sur les structures composites.

### 1.1.2 Impacts sur les composites : définition et classification

Il n'existe pas de définition toute faite de l'impact sur des structures composites. Nous pouvons toutefois la définir comme étant le fait pour un projectile (de masse, forme et vitesse connues) de percuter une structure composite comme illustré sur la figure 1.21.

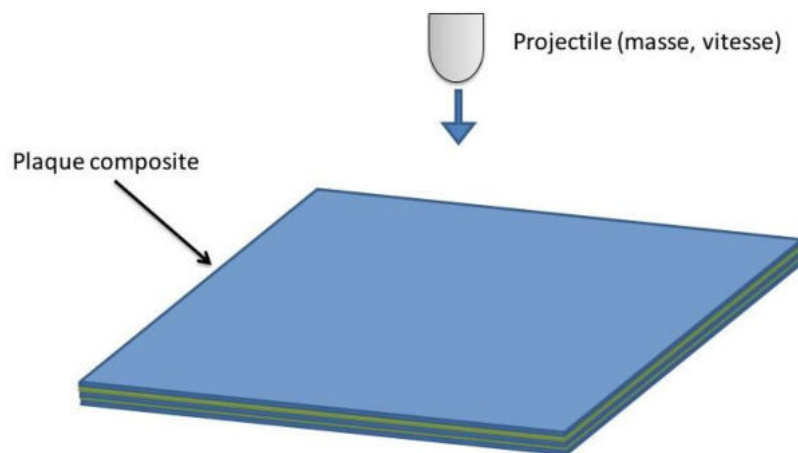


FIGURE 1.21 – schématisation de l'impact

On peut alors classer les impacts en fonction de leurs énergies.

#### 1.1.2.1 L'impact basse vitesse, basse énergie (BV/BE)

Pour [ESC14], un impact à basse vitesse est défini comme un impact pour lequel la période de contact du projectile avec la cible est supérieure à la période du mode de vibration le plus bas. A basse vitesse d'impact, les conditions aux limites sont cruciales car l'onde de choc générée au niveau du point d'impact a le temps de se propager jusqu'aux bords de la structure, causant une réponse pleinement vibratoire. La vitesse d'impact du projectile est inférieure à  $10\text{ m/s}$  et la masse de ce dernier est comprise entre  $50\text{ g}$  et  $30\text{ kg}$  selon les applications [DWANB08, SLC08]. Les structures

sont généralement endommagées en compression sous le projectile et en flexion locale [FS10]. Le domaine de basse vitesse est valable lorsque la propagation des ondes dans l'épaisseur ne joue pas de rôle sur la tenue de la structure. Plus précisément, lorsque le projectile entre en contact avec la cible, des ondes de compression, de cisaillement et des ondes de Rayleigh (ondes de surface) se propagent dans la cible. Après plusieurs allers-retours dans l'épaisseur, le mouvement de la structure s'initie [KOL12]. Dans cette catégorie d'énergie se trouve l'énergie BVID (Barely Visible Impact Damage). Elle représente l'énergie d'impact telle que la profondeur d'empreinte résiduelle laissée par l'impacteur est visible mais minimale sur la face impactée de la plaque [CRMZ07]. Elle est très endommageante pour la structure composite car elle diminue fortement sa résistance mécanique résiduelle (figure 1.22).

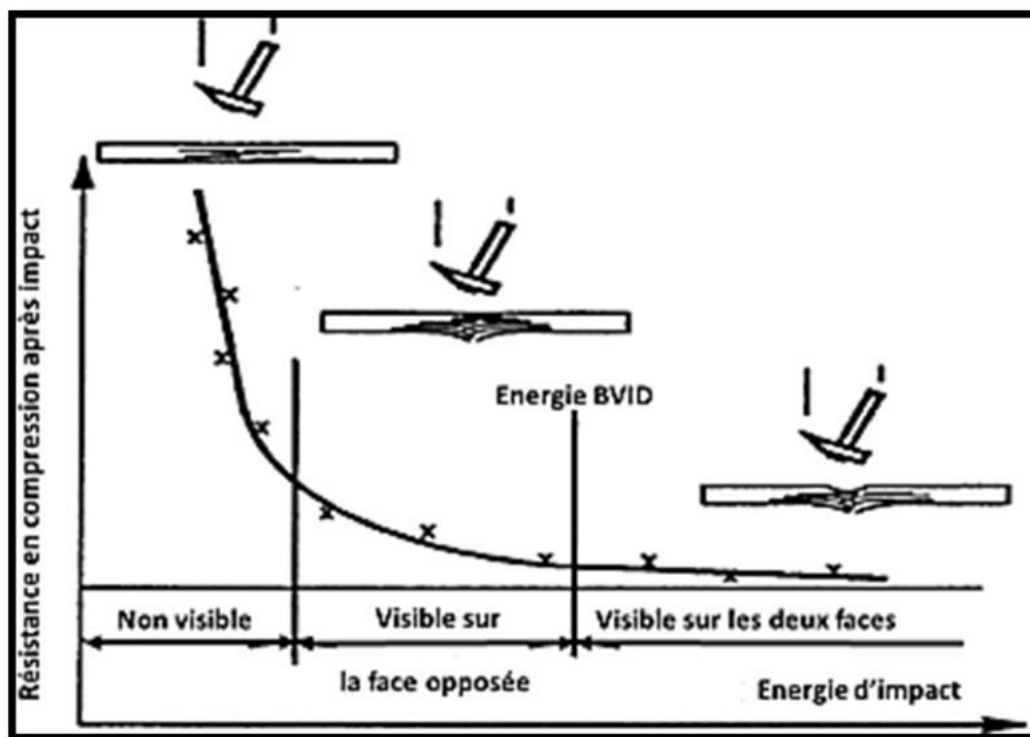


FIGURE 1.22 – Énergie BVID [CRMZ07]

### 1.1.2.2 L'impact haute vitesse haute énergie (HV/HE)

Un impact à haute vitesse est défini comme un impact pour lequel le temps de contact de l'impacteur avec la cible est inférieur à la période du plus petit mode de vibration de la structure. La réponse de la cible est généralement indépendante des conditions aux limites et est essentiellement gouvernée par le comportement local du matériau au voisinage de la zone impactée [ESC14]. Ce sont des impacts dont la vitesse d'impact peut atteindre des centaines de mètres par seconde [KM08]. Dans ce type d'impact, le projectile transperce généralement la plaque composite. La figure 1.23 montre quelques cas d'impact haute vitesse et haute énergie sur quelques composites. Ce domaine d'impact trouve

son application dans le secteur militaire (balistique) et fait l'objet de normes spécifiques (Norme européennes EN 1522) [OST14].

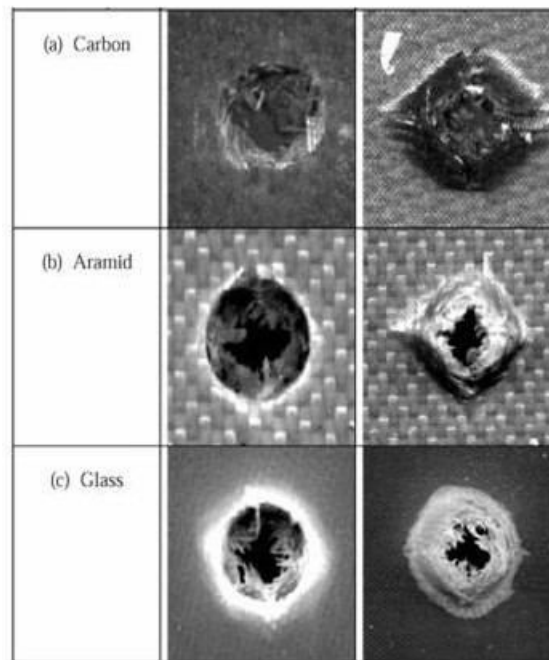


FIGURE 1.23 – Endommagement des composites après des impacts haute vitesse / haute énergie [MOR03]

### 1.1.2.3 L'impact moyenne vitesse

Les auteurs [SUT12, VS12] l'identifient comme étant la zone intermédiaire entre les impacts basse vitesse et haute vitesse. On note que pour des impacts moyenne vitesse, l'endommagement dans le cas de structures minces est un mode intermédiaire entre la flexion et l'endommagement local en cisaillement transverse [KOL12].

Cette section nous a permis de définir l'impact sur des structures composites en fonction des gammes d'énergies d'impact auxquelles elles sont soumises. Des travaux antérieurs [GAR11, BOU11, BCBB09, CRMZ07, ILE<sup>+</sup>09, MC97, PRO07] ont permis de mettre en lumière les endommagements observés pour chacune de ces gammes d'énergie. Nous souhaitons dans cette thèse étendre l'étude sur la totalité de la gamme des énergies. En allant de l'énergie BVID aux plus hautes énergies. Le but étant de faire une étude comparative et statistique sur l'état d'endommagement d'impact en fonction de l'énergie d'impact. Cependant il est primordial de connaître les processus et les types d'endommagement observés lors d'un impact sur une structure composite. Mais aussi il faut connaître les paramètres liés à ces endommagements et ceux influençant la réponse à l'impact des structures composites.

### 1.1.3 Mécanismes d'endommagement

Lors de l'impact sur les structures composites, on observe des endommagements différents les uns des

autres. Les mécanismes d'endommagement lors d'un impact peuvent être résumés chronologiquement en 3 étapes [JS93, REN93, BON95].

- Sous le poids de l'impacteur, les forces engendrées provoquent une concentration de contraintes pouvant entraîner une flexion de la structure ou un poinçonnement. Ce phénomène est très localisé.
- Les contraintes transverses générées par le champ de flexion conduisent à la fissuration de la matrice sur la face opposée à l'impact. Dans le cas d'un impact par indentation statique, la fissuration apparaît sur la face impactée. Pour des énergies d'impact importantes, des ruptures de fibres peuvent apparaître dans les zones fissurées.
- Le fort cisaillement induit par la flexion du stratifié provoque la propagation des fissures jusqu'aux interfaces. La présence de fissures à l'interface de 2 plis d'orientations différentes conduit au développement d'un délaminage. Ce dernier se propage dans la direction des fibres du pli inférieur principalement en mode II. Ces dommages conduisent à une redistribution du champ de contraintes.

### 1.1.3.1 Fissuration matricielle

La fissuration matricielle (figure 1.24) est l'endommagement le plus courant et la première à apparaître lors d'un test d'impact. La direction et le mode d'endommagement dépendent de l'orientation et de la proportion des renforts. La fissuration transverse ou intralaminaire est un mode d'endommagement que l'on rencontre principalement dans les stratifiés où coexistent des orientations dites « faibles » ( $80^\circ$ ,  $90^\circ$ ) encadrés par des orientations fortes ou « raidisseurs » ( $0^\circ$ ,  $10^\circ$ ) [THO11].

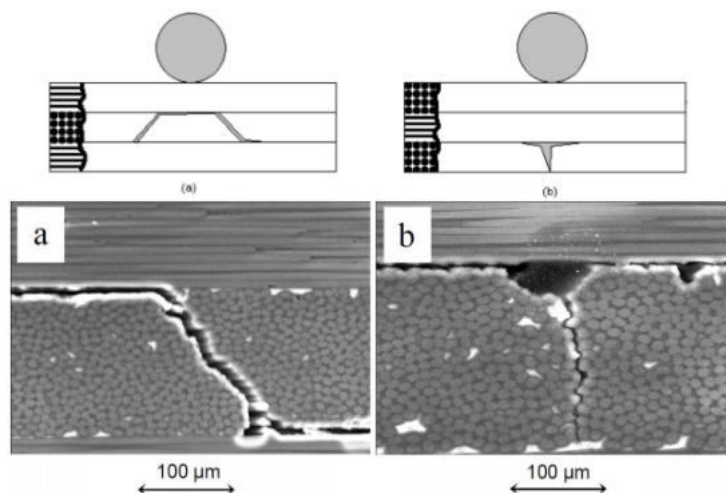


FIGURE 1.24 – Fissuration matricielle de cisaillement (a) et de traction (b) [ABR98]

### 1.1.3.2 Rupture des fibres

Il s'agit là du mode d'endommagement le plus dangereux pour la structure. La résistance de la fibre étant très élevée, sa rupture est donc le résultat d'une forte sollicitation dans l'axe de la fibre (figure 1.25). Les auteurs [PB00,OT02,KIM03] avancent que le processus d'endommagement conduisant à la rupture d'un composite unidirectionnel dépend de la statistique de rupture de la fibre. La rupture de fibres intervient généralement après la fissuration matricielle et le délaminage dans l'ensemble du processus d'endommagement sous impact d'un composite. La mise en flexion de la plaque génère une zone de traction dans la zone opposée à l'impact. Ainsi, lorsque les fibres situées dans cette zone subissent une contrainte supérieure à leur résistance en traction, elles cassent. Les plis rompus sont donc localisés principalement dans la partie inférieure du stratifié [ESC14].

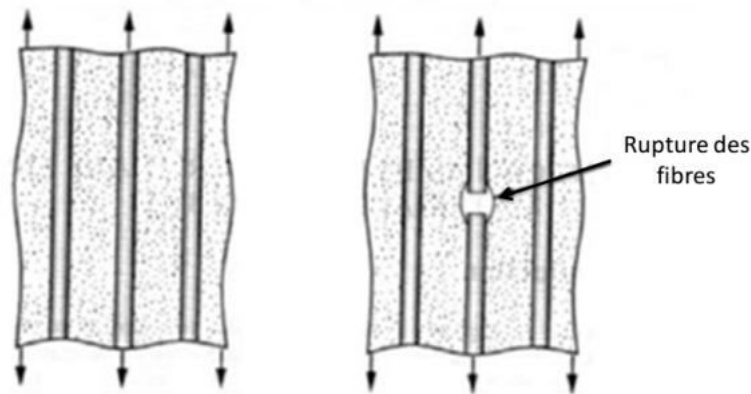


FIGURE 1.25 – Rupture de fibre

### 1.1.3.3 Délaminage

Le délaminage est un endommagement inter-laminaire qui conduit à une décohésion plus ou moins étendue entre deux plis d'orientations différentes. Il s'agit d'un endommagement qui peut s'avérer critique et qui peut conduire rapidement à la ruine du matériau [TH011]. La présence de fissures entre deux plis consécutifs d'orientation différente peut entraîner le développement de délaminages. Ces derniers résultent de la différence de rigidité en flexion des plis adjacents [ESC14]. De nombreux travaux [RBR<sup>+</sup>12, PBBB07, BOU11] ont permis de démontrer qu'un impact à basse vitesse sur un stratifié conduisait à la formation de délaminages de morphologies très originales. L'endommagement est centré sur le point d'impact et les délaminages occasionnés décrivent à chaque interface une paire de triangles jumeaux (figure 1.26). La surface délaminée augmente à chaque interface, depuis la face impactée vers la face opposée à l'impact, sous la forme d'une double-hélice. Les bandes de traction favorisent les délaminages alors que celles de compression les éliminent [EVE99]. La figure 1.27 illustre ce mécanisme. Pour une séquence d'empilement de 4 plis, la progression du délaminage dans l'épaisseur est décrite schématiquement sur la figure 1.28.

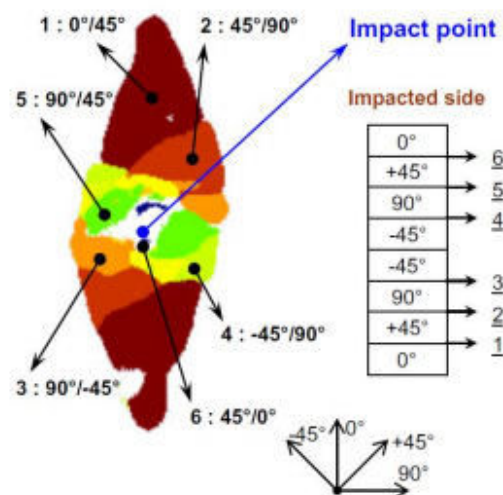
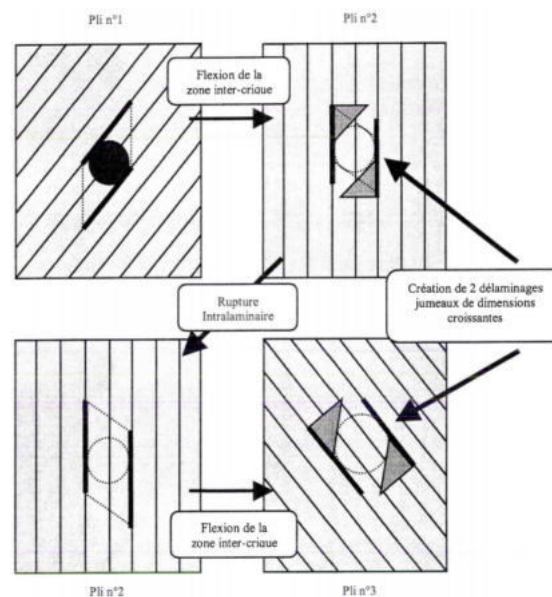
FIGURE 1.26 – Observation C-scan du délaminage après impact [RBR<sup>+</sup>12]

FIGURE 1.27 – Mécanisme de formation du délaminage [EVE99]

De manière plus globale, la figure 1.29 présente l'ensemble des endommagements observés lors d'un impact sur une structure composite.



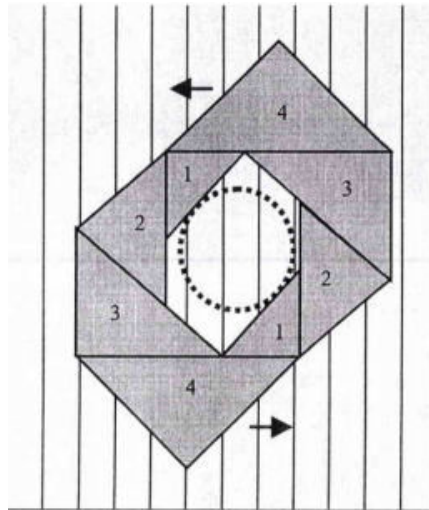


FIGURE 1.28 – Progression du délaminage dans l'épaisseur [EVE99]

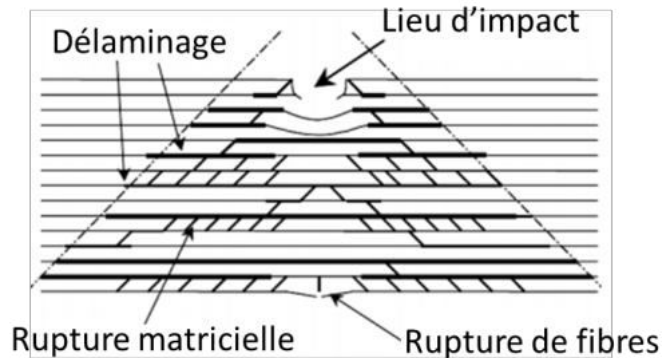


FIGURE 1.29 – Endommagements observés lors de l'impact sur les composites [KM08]

### 1.1.4 Paramètres influençant la réponse à l'impact des composites

Nous avons vu dans les paragraphes précédents les endommagements observés lors de l'impact sur les structures composites. Il faut noter cependant que ces endommagements dépendent fortement des paramètres d'impact et des paramètres intrinsèques au matériau. On peut citer entre autres paramètres.

#### 1.1.4.1 La vitesse d'impact

Lors d'un impact basse vitesse (figure 1.30a), la plaque est sollicitée en flexion. La structure a la possibilité d'emmagasiner une partie de l'énergie incidente de manière élastique. Sa rupture est ensuite initiée par des ruptures de matrice et de fibres sur la face opposée à l'impact. A haute vitesse, il n'y plus d'effets de structure (figure 1.30b). Le temps de contact entre le projectile et la cible est



trop court et les ondes n'ont pas le temps d'atteindre les frontières de la plaque. Par conséquent, les modes de rupture dominants sont entraînés par une réponse locale du matériau [ESC14].

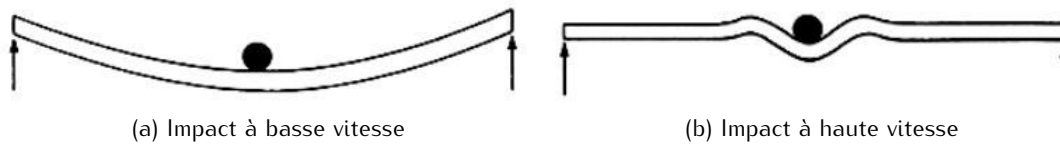


FIGURE 1.30 – Influence de la vitesse lors de l'impact [CM89]

#### 1.1.4.2 L'énergie d'impact

L'ordre de grandeur de l'endommagement tout comme la réponse à l'impact du composite suite à un scénario d'impact est lié à l'énergie d'impact. Ainsi dans le cas d'une réponse vibratoire, Olsson [OLS00] établit qu'il existe trois types de réponses possibles à un impact (figure 1.31).

- Dans la première configuration, pour les impacts à faible énergie (figure 1.31a), le temps de réponse de la structure impactée est suffisamment long pour que les ondes de déformations liées au choc se propagent et soient réfléchies aux limites de la cible. La réponse est proche d'une réponse quasi-statique, ce qui permet d'établir une équivalence entre les deux modes de chargement (impact / indentation statique).
- Le deuxième cas est un cas plus dynamique, à énergie moyenne. Dans ces conditions, la réponse de la cible est dominée par les modes de vibration et le temps de réponse est court (figure 1.31b). Ce cas correspond à une situation transitoire entre la configuration basse énergie et basse vitesse.
- La dernière configuration est celle des impacts à énergie élevée. Cette dernière configuration entraîne une réponse de la cible dominée par des ondes de déformations (figure 1.31c). Le temps de réponse est, cette fois-ci, suffisamment court pour que ces ondes aient le temps d'atteindre les limites de la structure impactée.

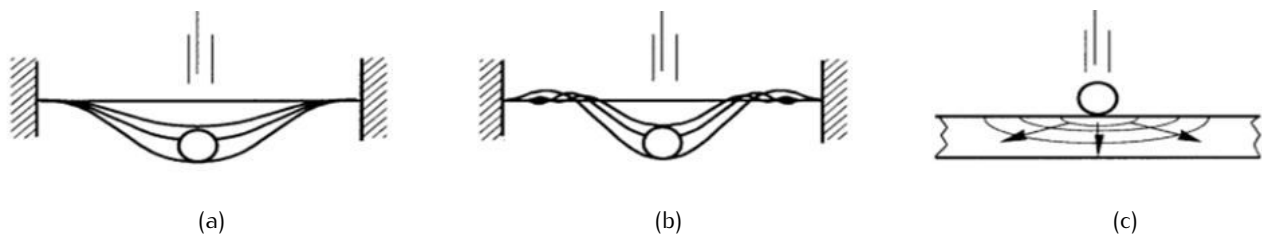


FIGURE 1.31 – Réponse à l'impact en fonction de l'énergie [OLS00]

#### 1.1.4.3 La masse de l'impacteur

La masse de l'impacteur a une influence significative sur la réponse à l'impact des composites [CM13]. En effet, pour un niveau d'énergie et une géométrie donnés, une variation de la masse du projectile modifie le seuil d'initiation du premier dommage, la surface délaminée et l'énergie de perforation.

#### 1.1.4.4 La nature et la forme de l'impacteur

Pour évaluer l'effet de la forme du projectile sur l'endommagement sous impact d'une structure composite, Mitrevski *et al.* [MMT06] a réalisé une série d'essais de type poids tombant. Trois géométries d'impacteur ont été utilisées : hémisphérique, ogivale et conique (figure 1.32). Comme le montre la figure 1.33, l'aire délaminée est plus importante lorsque l'impacteur présente une forme hémisphérique. A l'inverse, l'impacteur conique provoque de nombreuses ruptures de fibres locales. L'auteur conclue donc que, le délaminage étant principalement causé par la flexion de la plaque, plus le rayon du projectile est grand, plus la surface délaminée est importante. Au contraire, plus le rayon de l'impacteur est petit, plus la zone de contact est localisée, ce qui entraîne la rupture des fibres avant la mise en flexion de la plaque.

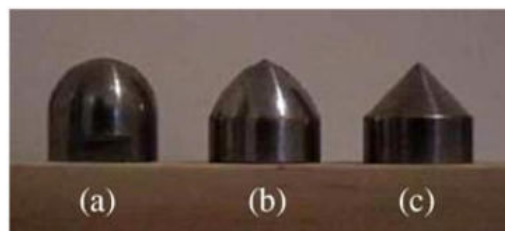


FIGURE 1.32 – Différentes formes d'impacteur : hémisphérique (a), ogivale (b) et conique (c) [MMT06]

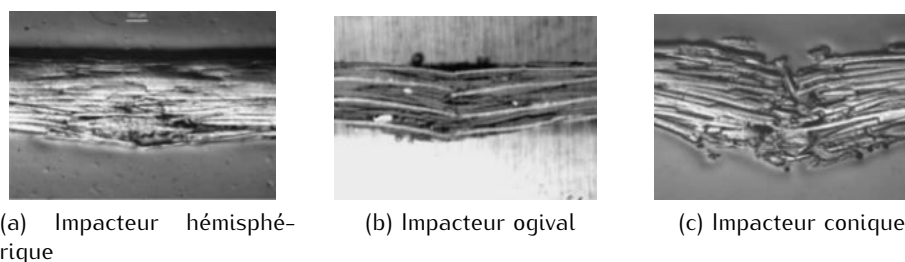


FIGURE 1.33 – Micrographies des coupes impactées par différentes formes d'impacteur [MMT06]

#### 1.1.4.5 Nature des constituants du composite

— Matrice

La ténacité ainsi que l'allongement à rupture sont des paramètres déterminants pour évaluer la résistance à l'impact. Dans le secteur aéronautique, les matrices les plus utilisées à ce jour sont les matrices thermodurcissables, telles que le polyester, le vinylester et principalement l'époxy qui sont cependant fragiles et peu tenaces. Ainsi pour améliorer leur résistance à l'endommagement, des agents plastifiants et des particules de caoutchouc sont souvent ajoutées. L'utilisation de résines thermoplastiques permet d'améliorer grandement la résistance à la propagation de fissures. De plus, elles sont capables d'absorber de grandes quantités d'énergie grâce à une structure moléculaire qui permet une forte dissipation d'énergie par glissement des chaînes moléculaires les unes par rapport aux autres ce qui leur confère un allongement à rupture et une ténacité plus élevés.

Par ailleurs, l'influence de la matrice sur la variation des propriétés résiduelles est très importante. Tant en flexion qu'en traction, les composites à matrice thermoplastique maintiennent relativement leurs propriétés initiales pour des énergies plus importantes que les composites à matrice thermodurcissable. Cependant, à plus haute énergie, les composites à matrice thermoplastique voient leurs propriétés chuter rapidement et atteindre des valeurs plus faibles que celles des composites à matrice thermodurcissable.

#### — Fibres

Pour résister aux impacts, la capacité des fibres à emmagasiner de l'énergie par déformation élastique est un paramètre fondamental. On rappelle ici que cette énergie dépend directement de la rigidité et de l'allongement à rupture des fibres. Ainsi par exemple, les fibres de verre peuvent absorber près de trois fois plus d'énergie élastique que les fibres de carbone, ce qui constitue un avantage conséquent en ce qui concerne la résistance à l'endommagement. De la même manière, les matériaux capables d'emmagasiner la plus grande quantité d'énergie élastique possèdent souvent de meilleures propriétés après impact. Ces dernières années, les fabricants de fibres ont d'ailleurs cherché à augmenter l'allongement à rupture des fibres, notamment en réduisant leur diamètre, de manière à accroître leur résistance à l'impact.

Par ailleurs il a été démontré que le traitement de surface des fibres, qui a pour but d'assurer une bonne adhésion entre les fibres et la matrice, peut aussi influencer le mode de rupture et les propriétés résiduelles des composites. Ainsi, un traitement de surface peut efficacement améliorer la résistance transversale de la fibre et finalement la rupture se produit plutôt dans la matrice qu'à l'interface, ce qui signifie que l'interface ne constitue plus la région la plus faible et que la dégradation par décohésion fibre-matrice n'est plus trop importante. Malheureusement il a été montré que si le traitement surfacique des fibres diminuait l'endommagement pour un niveau d'énergie d'impact donné, les propriétés résiduelles diminuaient en raison de la faible quantité d'énergie absorbée.

#### 1.1.4.6 Épaisseur du composite

Parmi les paramètres géométriques, l'épaisseur de la plaque composite joue un rôle déterminant dans la réponse à l'impact de la structure composite. En effet, il a été observé expérimentalement que plus la plaque est épaisse, plus sa résistance à la perforation est élevée. Cela s'explique simplement par le fait que le projectile a plus de matière à traverser. Pour des stratifiés renforcés par des fibres de carbone, cette dépendance a été parfaitement décrite par une loi puissance dont l'exposant est propre au matériau étudié [CL00]. Plus la plaque est mince, plus sa raideur en flexion est faible et plus la déflexion permise est importante. Ceci entraîne l'apparition de fortes contraintes et un début de rupture sur la face opposée à l'impact. Au contraire, pour les plaques les plus épaisses les modes de rupture dominants sont induits par cisaillement au niveau de la face d'impact. Il existe donc une valeur intermédiaire de l'épaisseur pour laquelle les premiers dommages apparaissent simultanément sur les deux faces de la plaque. Des essais d'impact à faible vitesse au moyen d'une tour de chute ont été réalisés par Alcock [ALC06] sur des composites tissés de différentes épaisseurs. Ce dernier a démontré qu'il existe une épaisseur optimale pour laquelle les plaques présentent la meilleure réponse, alliant un bon compromis matériau/structure. La figure 1.34 montre effectivement que pour deux types de stratifiés A et B, les meilleures performances sont obtenues pour une épaisseur intermédiaire égale à 1,8 mm.

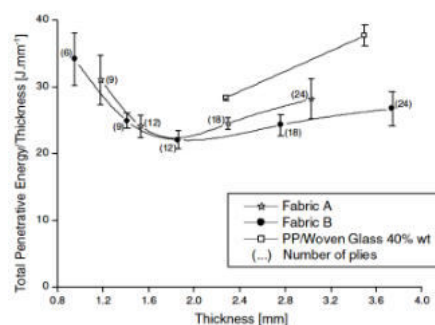


FIGURE 1.34 – Évolution de l'énergie d'impact normalisée par l'épaisseur en fonction de l'épaisseur du stratifié [ALC06]

#### 1.1.4.7 Séquence d'empilement du composite

Dans un composite stratifié, les délaminages apparaissent entre différents plis successifs d'orientation différente du fait d'une différence de rigidité en flexion de ces derniers. Fuoss *et al.* [FSP98] a présenté l'effet de l'orientation relative entre les plis consécutifs d'un stratifié renforcé par des nappes de fibres unidirectionnelles sur l'aire délaminée (figure 1.35). La taille du dommage croît de manière importante quand l'angle entre deux plis successifs est inférieur à 30° et lorsqu'il est supérieur à 75°.

Nous avons vu dans cette section que la réponse à l'impact des structures composites est intrinsèquement liée à des paramètres internes (nature des constituants, épaisseur, séquence d'empilement)

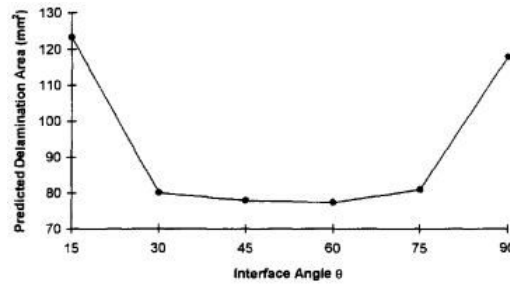


FIGURE 1.35 – Évolution de l'aire délaminée dans un composite à renforts unidirectionnels en fonction de l'angle d'interface [FSP98]

et externes (masse, forme, vitesse de l'impacteur, énergie d'impact). Dans cette étude il va donc falloir bien définir le cadre d'étude et les paramètres matériaux et impact. Ce qui nous permettra de caractériser les endommagements observés.

### 1.1.5 Techniques de mesure de l'état d'endommagement

Après la dégradation des structures composites suite à l'impact ou toute autre sollicitation, il est vital d'évaluer l'état d'endommagement induit. Cette évaluation passe par l'utilisation de diverses méthodes. Nous nous intéressons ici aux techniques de CND (Contrôle Non Destructif). Le CND se définit comme l'ensemble des techniques et procédés aptes à fournir des informations sur la santé d'une pièce ou d'une structure sans qu'il en résulte des altérations préjudiciables à leur utilisation ultérieure [DF96]. Les techniques de CND sont principalement basées sur les principes suivants (figure 1.36) [CHE06] [LAM94] :

- excitation (onde électromagnétique, vibration, champ magnétique, liquide pénétrant, flux thermique, ...),
- perturbation (au niveau du défaut),
- révélation (œil, capteur, système d'imagerie, ...).

Pour ce qui est de la visualisation et de la caractérisation des endommagements dans les structures composites, les méthodes couramment utilisées sont la thermographie infrarouge, l'émission acoustique, les ultrasons et la tomographie à rayon X. Plus généralement, le tableau 1.2 page 32 énumère quelques types de procédés CND, leurs principes physiques ainsi les types de défauts qu'ils permettent de détecter. Dans cette thèse, nous comptons utiliser la tomographie à rayon X pour l'évaluation de la porosité des plaques composites et la thermographie infrarouge pour l'évaluation des endommagements d'impact.

TABLE 1.2 – Les procédés de contrôle non destructif [DF96]

Types de procédés	Méthode de contrôle	Principe physique	Types de défauts détectés	Points forts	Points faibles
Optiques	Examen visuel direct ou assisté	Vision Perturbation d'une réflexion	Défauts débouchants, fissures, criques, trous	Souplesse	Productivité, fiabilité
	Contrôle laser			Productivité	Taux de fausses alarmes
	Contrôle TV	Formation d'une image	Défauts d'aspect, taches	Productivité	Défauts fins
	Thermographie infrarouge	Cartographie de perturbations thermiques	Délaminations, hétérogénéités diverses	Cartographie	Caractérisation des défauts
Ressuage	Ressuage	Effet de capillarité	Défauts fins débouchants	Simplicité Faible coût	Productivité, peu quantitatif
Électromagnétiques	Courants de Foucault	Perturbations d'un courant	Défauts fins débouchants	Sensibilité Automatisation	Matériaux non conducteurs interprétation
	Potentiel électrique	Perturbations d'un courant	Mesure de profondeur de défauts	Simplicité Faible coût	Contrôle manuel Lent
	Hyperfréquence	Transmission ou réflexion radar	Hétérogénéités diverses	Contrôle sans contact	Interprétation du signal
Rayonnements ionisants	Radiographie X	Atténuation d'un flux	Défauts internes	Cartographie Souplesse de réglage	Protection détection des fissures
	Radiographie g			Fortes épaisseurs	Profondeur des défauts
	Radioscopie en temps réel			Productivité	Résolution limitée
	Tomographie X			Imagerie en coupe	Coût Productivité
Vibrations mécaniques	Ultrasons	Perturbation d'une onde Échographie	Défauts internes Défauts débouchants	Grande sensibilité Nombreuses méthodes d'auscultation	Conditions d'essai Interprétation des échos Couplage
	Émission acoustique	Émission provoquée par sollicitation mécanique	Criques Fissures	Contrôle global avec localisation des défauts	Interprétation Bruits parasites
	Essais dynamiques	Perturbations d'un amortissement	Criques Fissures	Productivité	Qualitatif

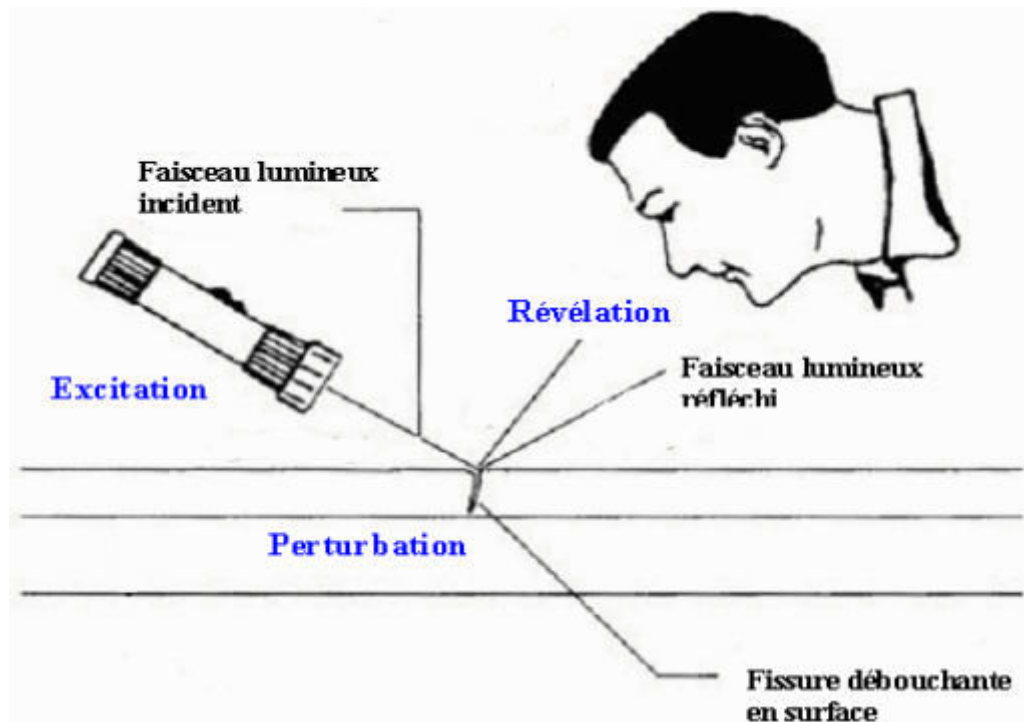


FIGURE 1.36 – Principe du CND [Ins14]

### 1.1.5.1 Thermographie infrarouge

La thermographie est la technique qui permet d'obtenir, au moyen d'un appareillage approprié, l'image thermique observée dans un domaine spectral déterminé [PAJ13]. La norme NF A 09-400 se limite au spectre infrarouge alors que la thermographie ne s'y confine pas. Dans le cas des applications en Contrôle Non Destructif, les pièces à contrôler n'émettent bien souvent pas de chaleur. En perturbant l'échantillon analysé par un apport de chaleur et en analysant sa réponse thermique, on peut accéder à des informations liées à la présence des défauts dans la pièce à inspecter. Il s'agit de la thermographie infrarouge active [MAL01]. L'analyse de la séquence d'images permet de mettre en évidence des discontinuités dans la propagation de la chaleur. Il est alors possible de détecter et de dimensionner ces discontinuités qui correspondent aux défauts (délaminages, fissures, porosité...) [MCWB12]. En thermographie infrarouge active la pièce à inspecter est donc soumise à un flux de chaleur. Ce flux peut être apporté par un échauffement (figure 1.37) de la pièce à l'aide de lampes halogènes ou flash selon les besoins et les caractéristiques de la pièce. La mise en évidence des défauts sur la séquence d'images nécessite alors l'utilisation d'algorithmes de traitement spécifique [MAL02] en fonction des conditions de travail (source d'excitation), des propriétés physico-thermo-mécaniques de la pièce à inspecter et de la taille du défaut à mettre en évidence.

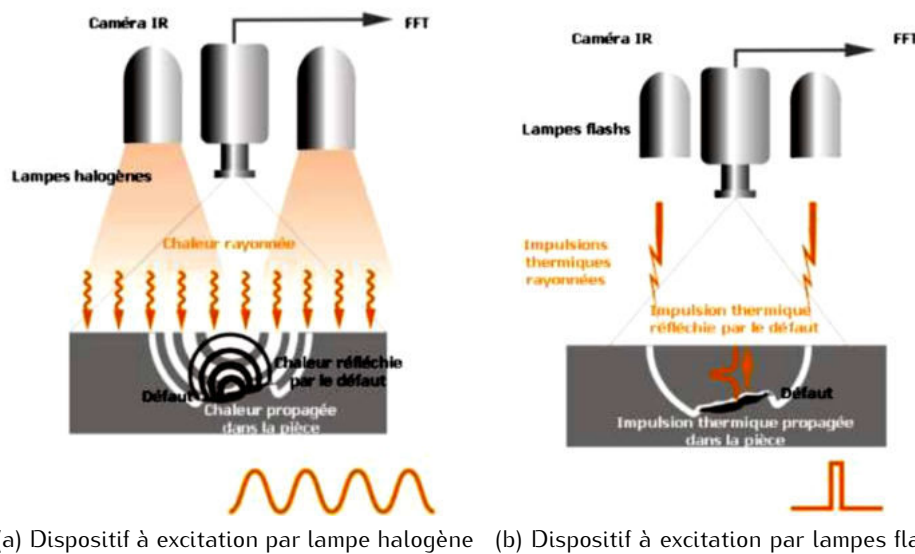


FIGURE 1.37 – Types d'excitation thermique pour la thermographie active [MCWB12]

### 1.1.5.2 Tomographie à rayon X

La tomographie est une technique de contrôle de pièces et de matériaux par interaction rayonnement-matière-reconstruction (figure 1.38) en 3D par collection de données (radiographie) suivant de multiples orientations [THI13]. Son principe repose sur l'analyse multidirectionnelle de l'interaction d'un faisceau de rayons X avec la matière, par enregistrement avec des détecteurs du rayonnement transmis après traversée d'un objet. Une source émet un flux de rayons X perpendiculaires à une surface réceptrice, entre les deux se situe l'objet à étudier. L'objet est soumis à une série de pas de rotation et une projection sur la surface réceptrice est réalisée à chaque pas. L'acquisition se fait sur une rotation complète de  $360^\circ$ , ce qui correspond en fonction du besoin, à l'obtention de 500 à 2000 radiographies en différents niveaux de gris [MHR15]. Le calcul de traitement de ces radiographies permet à partir des projections 2D de reconstruire le volume de l'objet. Comme dans le cas de la thermographie infrarouge, la mise en évidence des défauts sur chacune des radiographies nécessite l'utilisation d'algorithmes de traitement spécifique.

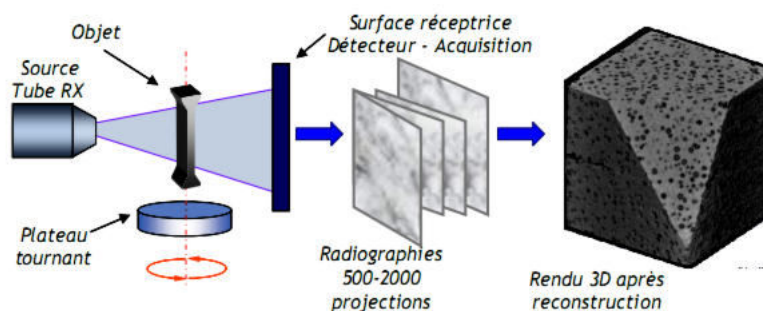


FIGURE 1.38 – Principe de la tomographie à rayon X [MHR15]



## 1.2 Études expérimentales et numériques de l'impact

Les matériaux composites se sont imposés dans le secteur de l'aéronautique. De ce fait ceux-ci font l'objet depuis plusieurs années d'études de plus en plus poussées sur l'évaluation de leur comportement avant ou après endommagement. En ce qui concerne l'impact, les premiers travaux [HWH75, AH76, GC77, LAB79, RHO75, OS75] ont été publiés dès la fin des années 70. En raison de l'importance de la prise en compte de ce type de sollicitation dans le dimensionnement des structures composites, de nombreux chercheurs se sont intéressés à cette problématique. En effet contrairement aux matériaux métalliques, les dégradation d'impact sur les matériaux composites peuvent rester invisibles en surface, mais peuvent réduire de façon drastique leurs caractéristiques résiduelles [GAR11, ABR98]. Dans leurs différents travaux [KIM08, SBT04], Stasvewsky et Kim identifient l'impact comme le mode de chargement le plus critique pour les matériaux composites. En plus de la dangerosité liée à la non-détectabilité des endommagements, l'impact se révèle comme un phénomène à prendre en compte dans la caractérisation des matériaux composites. En aéronautique (figure 1 page 4), la gamme d'impacts s'étend des impacts à basse vitesse et à basse énergie, type chute d'outils ou choc en maintenance, aux impacts à grande vitesse et grande énergie, type choc à l'oiseau, débris de piste, chute de grêlons [TRO13]. La gamme d'énergie de chacun de ces impacts est donnée dans le tableau 1.4.

TABLE 1.4 – Énergie d'impact sur avion [CRMZ07]

section	zone	type d'impact	énergie (J)
extrados	près du fuselage	chute d'outils	4
		moyen de manutention	20
intrados	extérieure	chute d'outils	4
		grêlons	30 – 35
		mise en place des mâts-réacteur	16
fuselage arrière	partie supérieure	montage de :	57
		1- stabilisateur vertical	10
		2- gouvernail	29
		3- réservoir hydraulique	28
		4- accumulateur hydraulique	6
		5- aérofrein	62
		6- échangeur de pré-refroidissement	
		moyen de manutention du moteur	44
		moyen de manutention du circuit a/c	57
	parties latérales	montage de :	5
		1- réservoir hydraulique	11
		2- échangeur de pré-refroidissement	6
		3- aérofrein	
		moyen de manutention du moteur	8
		moyen de manutention du circuit a/c	20

### 1.2.1 Étude expérimentale

Parmi les objectifs de l'étude expérimentale de l'impact sur les composites figure la caractérisation des endommagements. Pour atteindre cet objectif, les chercheurs se sont appliqués à l'approche expérimentale à travers la réalisation en laboratoire d'essais d'impact. Pour l'étude de l'impact en laboratoire, il existe plusieurs moyens d'essai. Les plus utilisés sont les essais avec pendule Charpy (figure 1.39), les essais avec une tour de chute (figure 1.40), avec une masse tombante (régie par la norme ASTM D7136/D7136M) pour les impacts à basse vitesse et les lanceurs à gaz (figure 1.41) pour les impacts haute vitesse.

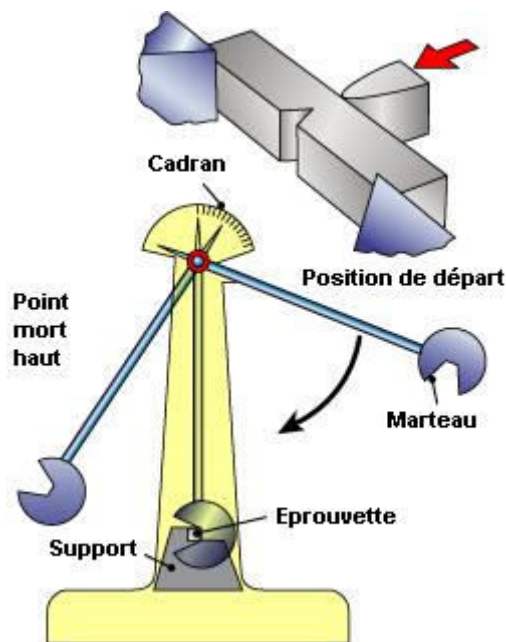


FIGURE 1.39 – Schéma de principe du pendule de Charpy

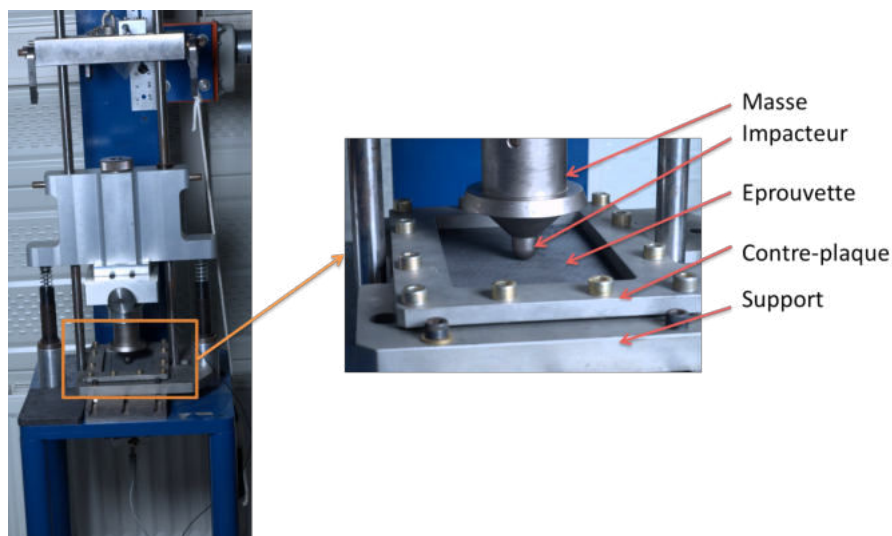


FIGURE 1.40 – Tour de chute utilisée au Laboratoire Génie de Production

L'un des aspects important de l'étude expérimentale de l'impact est le suivi et la caractérisation de



FIGURE 1.41 – Lanceur à gaz utilisé au Laboratoire Génie de Production

l'état d'endommagement. Cette caractérisation peut ainsi aboutir à la mise en œuvre des critères d'endommagement qui permettent de corréler l'état d'endommagement aux paramètres matériaux ou d'impact. Dans le souci du suivi de l'état d'endommagement lors d'un essai d'impact, Bibo et Hogg [BH96] puis Belingardi et Vadori [BV02] introduisent la notion de seuil d'endommagement. Il s'agit dans cette démarche de repérer sur les courbes expérimentales donnant la force d'impact en fonction du déplacement et du temps (figure 1.42), les fluctuations susceptibles de présenter les types d'endommagement observés sur le composite. Ces auteurs soulignent que le premier seuil traduit les premiers endommagements causant une chute importante de rigidité mais que d'autres endommagements comme des fissures matricielles peuvent avoir lieu avant ce seuil. Belingardi et Vadori [BV02, HON13] observent ultérieurement une seconde chute brutale dans la force, suivie d'une reprise mais avec une rigidité moins importante sur le composite. Ils vont relier ce second seuil à la rupture des fibres.

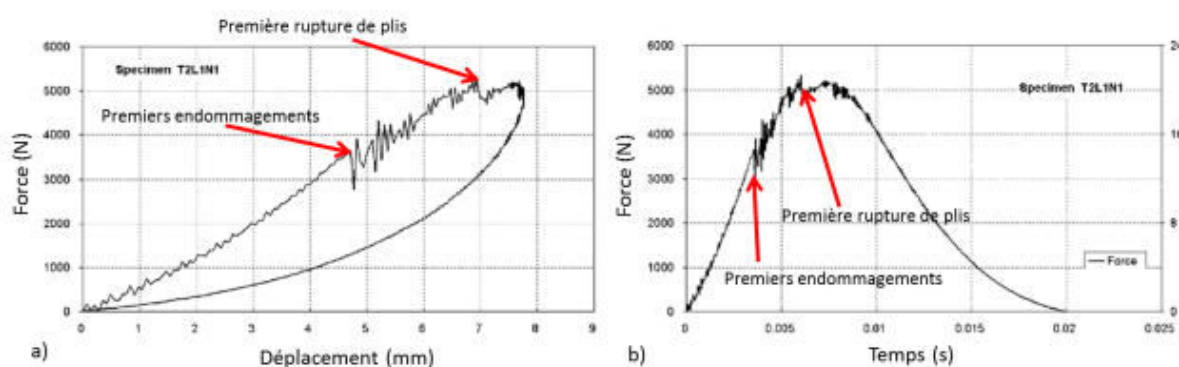


FIGURE 1.42 – Seuils d'endommagement sur la courbe force/déplacement (a) et la courbe force/temps (b) [BV02]

Comme nous l'avons énoncé précédemment, plusieurs paramètres peuvent influencer la réponse à l'impact des matériaux composites. O. Orfila *et al.* [OPRS06] s'intéresse notamment à l'anisotropie du composite. Il parvient au résultat selon lequel la forme et la surface des délaminages ne sont pas

affectés par les propriétés d'anisotropie de membrane. En revanche, l'endommagement est sensiblement plus important pour les stratifiés fortement anisotropes en flexion, et présente une orientation caractéristique des symétries du matériau.

### 1.2.2 Étude numérique

L'étude du comportement à l'impact des structures composites se fait le plus souvent par le biais d'essais expérimentaux. Cependant ces essais sont souvent très nombreux et coûteux. Une réduction du nombre d'essais nécessite un recours à la modélisation et la simulation numérique. D'après Bouvet *et al.* [BCBB09], l'objectif premier de la modélisation numérique dans le domaine de la mécanique est la compréhension physique du phénomène. Dans le cas du comportement à l'impact des structures composites, la modélisation sera un outil de vérification des hypothèses sur les phénomènes d'endommagement faites à partir des essais expérimentaux. Dans le cadre d'une sollicitation mécanique donnée, les mécanismes d'endommagement conduisant à la ruine de la structure sont divers et variés. La modélisation et la simulation numérique permettent donc d'imaginer de nouveaux essais ou de nouvelles observations à effectuer lors des essais.

Pour la modélisation du mécanisme d'endommagement des composites sous impact, il est nécessaire de faire appel à la mécanique de l'endommagement et à la mécanique de la rupture. Cette dernière est principalement basée sur des critères de rupture dynamique. Les critères de rupture dynamique ont pour objectif l'évaluation de la résistance mécanique du composite. On distingue en effet plusieurs types de critères de rupture des composites, et les plus développés sont les critères en contrainte et les critères énergétiques. Toutefois des critères en déformations sont de plus en plus mis en œuvre [PS98]. L'étude de la rupture dynamique constitue une branche de la mécanique de la rupture dans laquelle les effets de l'inertie deviennent prépondérants par rapport au chargement, tandis que le taux de déformation possède une influence significative sur les propriétés du matériau et sur l'évolution de la rupture. En 2005, I. Nistor [NIS05], estime que l'amorce d'une rupture dynamique ou la propagation dynamique d'une fissure peuvent provenir d'un impact subi par la structure concernée ou de l'application brutale d'un chargement de nature à endommager et ainsi de créer des discontinuités dans le matériau. Les sollicitations de types impact font partie de ce type de chargement dynamique.

#### 1.2.2.1 Critères énergétiques de propagation des endommagements

Ces critères sont basés sur les concepts de la mécanique de la rupture, sur le taux de restitution d'énergie  $G$  et combinent les composantes de  $G$  avec leurs valeurs admissibles en mode I, II et III [PER11]. Il faut noter que les critères en contrainte sont davantage utilisés pour l'initiation des fissures, les critères énergétiques sont quant à eux plus utilisés pour la propagation des fissures. Dans le cas des composites stratifiés ces critères sont utilisés pour la rupture en délaminage. Ainsi chaque mode élémentaire de rupture en délaminage est caractérisé par le déplacement relatif des lèvres de la fissure [PRO07].

---

- Mode I (mode d'ouverture : figure 1.43) : Le mode I correspond à un déplacement opposé des lèvres. Ce mode est associé à la contrainte de tension perpendiculaire au plan de la fissure. Ce mode d'ouverture est le mode de délaminage le plus critique parce qu'il nécessite le moins d'énergie.

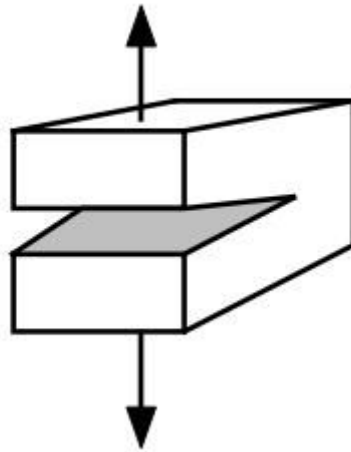


FIGURE 1.43 – Mode I de rupture [KRU04]

Parmi les essais en mode I, la configuration la plus répandue est l'essai DCB (Double Cantilever Beam) [BBD01,AST]. Cette étude peut aussi être faite par modélisation numérique en utilisant des lois de comportement cohésives ou VCCT (Virtual Crack Closer Technic) au niveau de l'interface. Ces deux méthodes permettent de simuler la propagation de la fissure.

- Mode II (mode de glissement droit : figure 1.44) : Le mode II est provoqué par le cisaillement dans le plan de la fissure. Le déplacement relatif des lèvres est perpendiculaire au front de la fissure.

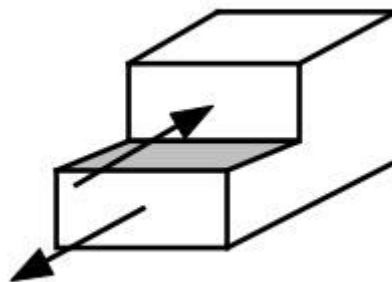


FIGURE 1.44 – Mode II de rupture [KRU04]

L'essai ENF (figure 1.45) est le plus répandu parmi les essais en mode II. Il est par ailleurs normalisé par la JIS. L'éprouvette contenant un défaut artificiel sur un de ses côtés est chargée en flexion trois points. Si l'introduction de la charge est plutôt simple, la propagation du délaminage à partir de l'insert est instable sauf pour les longueurs de fissure très importantes ( $a/L > 0,7$ ) [DBBB98]. La majorité des études sur l'essai ENF utilise un rapport  $a/L$  de 0,5 [DBB01]; la propagation est donc instable.

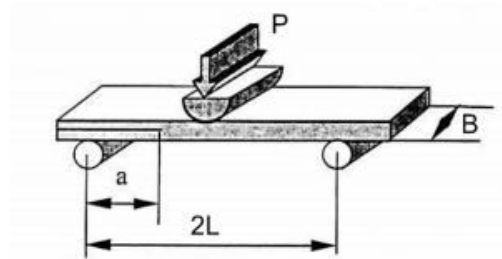


FIGURE 1.45 – Dispositif de l'essai ENF [MMC00]

- Mode III (mode de glissement vis : figure 1.46) : Le mode III est causé par le cisaillement anti-plan. Le déplacement relatif des lèvres est parallèle au front de la fissure.

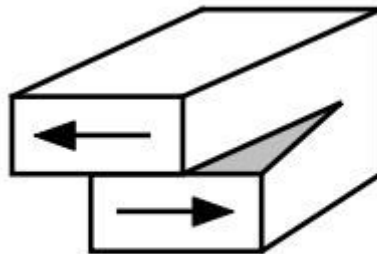


FIGURE 1.46 – Mode III de rupture [PRO07]

Le développement de l'essai de délaminage en mode de glissement vis a du retard sur les autres essais à cause de la difficulté à déterminer une configuration qui présente un mode III pur au front du délaminage [O'B98]. De plus, ce mode de délaminage est beaucoup moins dangereux pour les composites par rapport au mode I et au mode II [DBBB98, MMC00]. L'essai ECT (Edge Crack Torsion) se montre prometteur pour ce mode. Il est basé sur la torsion hors plan d'une éprouvette de type plaque contenant un défaut artificiel (figure 1.47).

De manière générale, une fissure se propage dans un matériau sous une combinaison de contraintes dans les trois modes (Mode mixte).

À chacun de ces modes est associé le concept de taux de restitution d'énergie utilisé pour caractériser le délaminage du composite. La résistance au délaminage est donc mesurée en terme de l'énergie  $G_C$

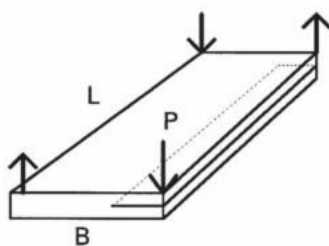


FIGURE 1.47 – Dispositif de l'essai ECT [DBBB98]

(taux de restitution critique) associée à l'amorçage et à la propagation du délaminage. Lorsqu'une fissure se propage dans un milieu homogène orthotrope sous un chargement en mode mixte I+II, le facteur d'intensité des contraintes  $K$  peut être déterminé à partir de la valeur de  $G$  [WIL89] :

$$G_i = \frac{K_i^2}{E_i^{eff}} \quad (i = I, II, III) \quad (1.1)$$

où  $E_i^{eff}$  sont les modules d'élasticité effectifs définis à partir de la matrice de rigidité du matériau.

Si on admet que chaque mode de délaminage est lié à son propre taux de restitution d'énergie critique, en mode mixte il s'agira donc d'une combinaison de ces modes élémentaires. Le tableau 3.1 présente une synthèse des formulations des critères énergétiques en mode simple ou pur et en mode mixte les plus utilisés. Pour chacun de ces critères, dès que les taux de restitution d'énergie calculés deviennent égaux ou supérieurs aux taux de restitution d'énergie critiques, les endommagements interviennent.

TABLE 1.5 – Les différents critères énergétiques

Nom du critère	Formulation
Mode I critique	$\frac{G_I}{G_{IC}} < 1$
Mode II critique	$\frac{G_{II}}{G_{IIC}} < 1$
Mode III critique	$\frac{G_{III}}{G_{IIIC}} < 1$
Mode mixte en puissance	$\left(\frac{G_I}{G_{IC}}\right)^\alpha + \left(\frac{G_{II}}{G_{IIC}}\right)^\alpha + \left(\frac{G_{III}}{G_{IIIC}}\right)^\alpha < 1$
Mode mixte de Benzeggagh-Kenane	$G_{IC} + (G_{IIC} - G_{IC}) \left(\frac{G_{II} + G_{III}}{G_I + G_{II} + G_{III}}\right)^\eta < 1$

$\alpha$  et  $\eta$  sont déterminés de manière empirique.

Dans la majorité des cas d'étude numérique en dynamique rapide, on utilise les taux de restitution d'énergie stationnaires ou quasi stationnaires. Les travaux [NIS05, MOS06, PPL11, MAR14] ont cependant fait appel à la notion de taux dynamique de restitution d'énergie.

### 1.2.2.2 Modélisation numérique de l'impact

La modélisation numérique des essais est d'un grand recours pour la compréhension des phénomènes physiques. Elle permet en effet, d'insister sur l'interaction essai/calcul indispensable à l'étude des

structures. La fidélité du modèle étant son exactitude, sa reproductibilité, son indépendance vis à vis des paramètres de modélisation et sa cohérence avec les résultats expérimentaux. La figure 1.48 montre une comparaison des réponses force/déplacement et force/temps entre expérience et modélisation.

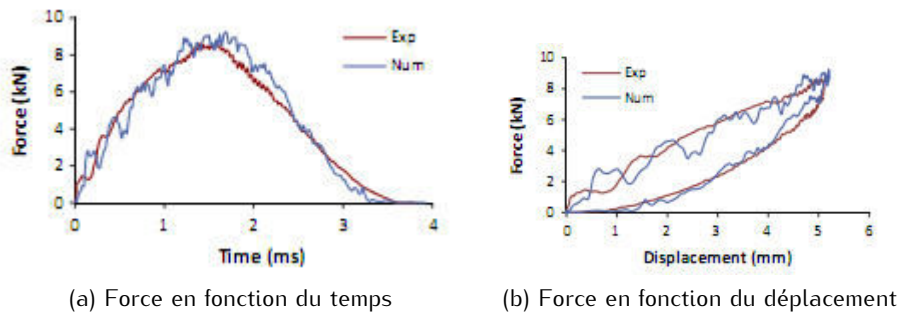


FIGURE 1.48 – Comparaison expérience/modélisation [TAN15]

Le cas de figure qui s'adapte le mieux à la simulation numérique d'un test d'impact est celui qui consiste à résoudre les équations de l'équilibre local au sein d'un élément de volume d'une structure soumise à des sollicitations transitoires par la méthode des éléments finis. La formulation éléments finis repose globalement sur deux schémas d'intégration : implicite et explicite.

#### — Schéma implicite

Les codes implicites permettent un calcul global à l'échelle de la structure. Ils sont adaptés à des problèmes statiques, quasi statiques et dynamiques à basse fréquence. En effet, le schéma implicite est inconditionnellement stable, donc il n'a pas de contrainte sur la taille du pas de temps et ne demande pas un grand nombre de cycles de calcul. Cependant, et en résumé, il nécessite l'assemblage et l'inversion de la matrice de rigidité à chaque pas de temps [TAW09].

#### — Schéma explicite

Contrairement au schéma implicite, la stabilité du calcul explicite impose une limite sur la taille du pas de temps qui peut devenir très petit. Par conséquent un nombre élevé de cycles de calcul est demandé. Le nombre de cycles dans un calcul explicite est 100 à 10 000 fois plus grand que dans un calcul implicite [HAL98]. Les codes éléments finis explicites s'avèrent être plus appropriés aux calculs de type impacts et crashes. Il subsiste cependant une limite principale à l'utilisation de ces différents codes. Ce problème est celui de la finesse du maillage et la taille des modèles puisqu'ils aboutissent à des temps de calcul très importants dans le cadre de la modélisation des structures complexes.



### 1.3 Propriétés mécaniques résiduelles

L'une des grandes problématiques de l'impact est celle de la tolérance aux dommages d'impact des structures composites. Pour cela, les chercheurs s'intéressent dans un premier temps à l'évaluation des endommagements, puis à la détermination des propriétés mécaniques résiduelles après impact. Cette détermination peut se faire en quasi statique à travers un test de compression après impact (figure 1.49) ou en dynamique à travers un test de fatigue bi-axiale (figure 1.50).

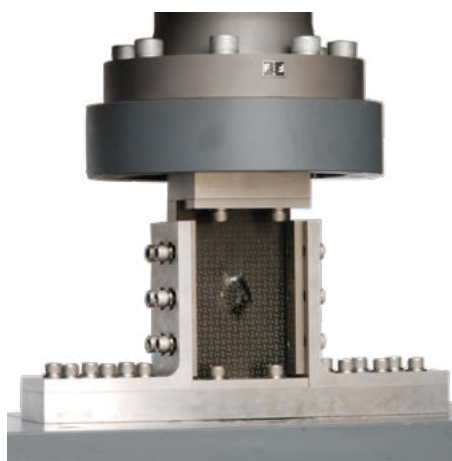


FIGURE 1.49 – Dispositif de Compression après impact

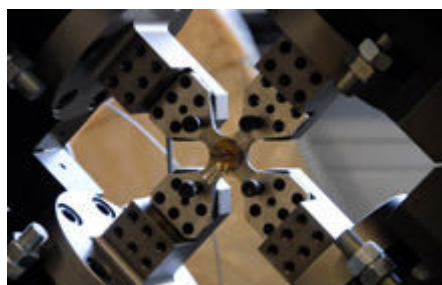


FIGURE 1.50 – Machine de fatigue bi-axiale

D'après Hongkarjanakul [HON13], la compression après impact repose sur deux principaux aspects : la rupture par flambement local et la rupture par propagation des fissures initiales d'impact par délaminage. En effet lors d'un essai de compression après impact, le flambement est un phénomène récurrent. La figure 1.51 nous montre l'ensemble des flambements observés [SSBZN05, LOP09, FR98]. Pour Xiong et Poon [XP95], la dégradation et la rupture lors de la compression après impact repose essentiellement sur les contraintes de flambement dans les zones endommagées par délaminage lors de l'impact. Gonzalez *et al.* [GMC<sup>+</sup>12] s'intéresse quant à lui à la rupture due à la propagation des délaminages initiaux d'impact. Ils concluent que ce phénomène est le facteur de ruine le plus important lors des test de compression après impact. Ceci parce que la résistance résiduelle diminue avec l'augmentation de la zone délaminée.

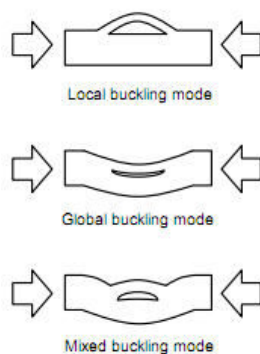


FIGURE 1.51 – Types de flambement lors d'un test de Compression après impact [HON13]

Concernant la modélisation numérique pour la détermination des propriétés mécaniques résiduelles, la compression après impact est plutôt semblable à un problème statique ou quasi-statique. Cette modélisation oblige cependant à la mise en œuvre au préalable d'un modèle d'impact dont les résultats serviront de données initiales pour le modèle de compression après impact. Le test d'impact étant un problème de dynamique rapide et celui de compression après impact étant statique ou quasi-statique, se pose alors le souci du couplage et de la compatibilité entre les deux modélisations. En 1999, Zhang et ses collaborateurs [ZDH99] ont montré que pour prévoir les caractéristiques résiduelles après impact ainsi que les dommages d'impact, il est nécessaire de résoudre le problème dynamiquement. En 2001, D. Coutellier et P. Rozycki [CR01] soulignent également l'importance qu'il y a à développer de nouvelles modélisations tenant compte des sollicitations en dynamique rapide auxquelles sont soumises les structures composites. Ainsi, En 2005, Nistor [NIS05] s'est intéressé à l'endommagement en dynamique rapide appliqué aux structures aéronautiques. Afin de caractériser le comportement de la fissure d'une structure endommagée, de sa formation à sa propagation, Nistor propose deux modèles. Le premier modèle caractérisant la formation de la fissure, est basé sur la détermination du taux de restitution dynamique de l'énergie. Le second quant à lui décrivant la propagation de la fissure est basé sur un modèle d'endommagement cohésif. Cette seconde approche présente un intérêt en rapport avec un désir de caractérisation de structures endommagées. Le défi consistera dans la «possibilité» de transposer cette approche aux composites. Iliyas *et al.* [ILE<sup>+</sup>09] pour déterminer les mécanismes d'endommagement lors d'un impact, utilise les éléments cohésifs en dynamique rapide avec un couplage en mode I et II. Un travail similaire sera fait par Tran [TRA11] mais pour le mode II uniquement. Plusieurs travaux [CDA01, CD02, CDM03, TCCD06] ont également porté sur la modélisation du délaminage en utilisant la technique VCCT. Cette dernière technique basée sur les critères de propagation des défauts initiaux (fissures, délaminages,...) est adaptée pour la détermination des taux de restitution d'énergie nécessaires à la modélisation de la propagation des défauts d'impact dans le modèle de compression après impact.

## 1.4 Synthèse

Ce chapitre introductif nous a permis de faire un rappel des généralités sur les matériaux composites, l'impact et la détermination des propriétés mécaniques résiduelles après impact. Si les matériaux composites ont des performances mécaniques supérieures à celles des matériaux ordinaires de même masse, on observe cependant une grande variabilité de leur comportement après des sollicitations de type impact. Dans le cas particulier des stratifiés composés de fibres de carbone comme renfort et d'une matrice époxyde, très utilisés dans le secteur de l'aéronautique, ceux-ci peuvent être soumis à des impacts à différentes énergies. Ces impacts génèrent dans la structure composite des endommagements allant de la fissuration matricielle, la rupture des fibres au délaminage inter-plis. Ces endommagements influent de manière significative la durée de vie de ces structures à travers une réduction importante de leur résistance mécanique résiduelle. La mise en évidence des endommagements d'impact peut être faite par des techniques de mesure basées sur le contrôle non destructif. Dans le souci de prédire le comportement à l'impact et les propriétés mécaniques résiduelles, une étude basée sur la simulation et la modélisation numérique est nécessaire. Cependant une validation des modèles proposés par comparaison aux résultats expérimentaux est obligatoire. Parmi les techniques d'évaluation de la résistance résiduelle des structures composites, la Compression Après Impact reste la technique la plus utilisée pour les composites endommagés par des impacts. Dans le cadre de cette étude portant sur la modélisation du comportement à l'impact des structures composites, le comportement dynamique lors de l'impact constitue le socle de cette investigation. Cette modélisation numérique basée sur les critères d'endommagement nous permettra à l'aide du code éléments finis Abaqus de proposer des modèles numériques représentatifs de l'impact en dynamique rapide pour des impact BV/BE et HV/HE. Un accent étant mis dans la mise en évidence des endommagements inter laminaires dont la mise en œuvre sera faite par la technique des zones cohésives. La technique des éléments cohésifs et des surfaces cohésives permet de modéliser l'initiation et la propagation des fissures et des délaminages. Ces techniques peuvent par conséquent être utilisés dans la mise en œuvre des modèles d'impact.



## Chapitre 2

### *Étude expérimentale*

Ce chapitre présente l'ensemble des travaux expérimentaux menés au cours de cette étude. Dans une première partie, nous allons présenter la mise en œuvre des plaques composites et leur caractérisation mécanique. Dans une deuxième partie nous présenterons la réalisation des essais d'impact basse vitesse/basse énergie (BV/BE) et haute vitesse/haute énergie (HV/HE). Enfin, nous présenterons les tests de compression après impact (CAI) réalisés sur les plaques endommagées par des impacts.

## 2.1 Mise en œuvre des plaques composites

### 2.1.1 Choix des matériaux et du procédé de mise en œuvre

Comme annoncé au chapitre précédent, ce travail s'inscrit dans le secteur de l'aéronautique. De ce fait, le choix des matériaux et de la procédure de fabrication des plaques composites doit satisfaire aux exigences de ce domaine. Il a donc été décidé de travailler avec des renforts en fibre de carbone HexForce G0926 et une matrice époxyde SR1710. En effet dans le secteur aéronautique, les résines époxydes et particulièrement la RTM6 sont abondamment utilisées pour la fabrication des stratifiés composites. Nous voulons ici explorer les caractéristiques et le comportement des plaques faites avec de la résine SR1710. Les tableaux 2.1, 2.2 et 2.4 récapitulent les propriétés de chacun des matériaux choisis.

#### — Caractéristiques de la matrice utilisée

Il s'agit d'un système époxyde de très haute performance structurale pour les procédés utilisant le transfert de résine (RTM) tels que l'infusion et l'injection. Ce système époxy est un bi-composant à très faible viscosité, ayant une réactivité adaptée à la réalisation de grandes pièces. Il offre de très hautes performances mécaniques, notamment en cisaillement inter-laminaire. Il est composé d'un système résine SR1710 et d'un système durcisseur commercialisés par Sicomin (2.1) :

TABLE 2.1 – Propriétés du système résine [SIC17]

Système résine SR1710	
État physique	Liquide
Couleur	Jaune
Dangers d'explosion, limite supérieure d'explosivité (%)	Non explosif
Densité	1,14 – 1,16 à 20°C
Point éclair	Supérieur à 100°C
Hydrosolubilité	Insoluble
Viscosité	1550 ± 350 mPa.s à 20°C

TABLE 2.2 – Propriétés du système durcisseur [SIC17]

Système durcisseur SD8824	
État Physique	Liquide
Couleur	Incolore à jaune clair
Densité	0,9440 ± 0,02 à 20°C
Point éclair	Supérieur à 100°C
Hydrosolubilité	Insoluble
Viscosité	6 ± 2 mPa.s à 20°C

Le choix du durcisseur SD8824 a été motivé du fait de quelques paramètres d'infusabilité, notamment la viscosité du mélange avec le système résine et le dosage des constituants (Tableau 2.3).

	SR1710/SD 8822	SR1710/SD 8823	SR1710/SD 8824
Dosage en poids	100/35	100/28	100/23
Dosage en volume	100/43	100/34	100/28
Viscosité initiale du mélange en mPa.s			
20°C	500	370	290
25°C	360	220	130
30°C	250	200	115

TABLE 2.3 – Paramètres d'infusabilité pour divers durcisseurs

#### — Caractéristiques des renforts utilisés

Les renforts utilisés dans cette étude sont des tissus de carbone haute résistance commercialisés par Hexcel Composite sous la référence HexForce G0926 1304 TCT INJ 2F dont les caractéristiques sont données dans le tableau 2.4 :

TABLE 2.4 – Caractéristiques du tissu G0926

Armure	Satin 5
Type de fibres	HTA 5131 6K
Diamètre filament	$7\ \mu m$
Masse nominale	$370\ g/m^2$
Épaisseur d'un pli	$0,37\ mm$
Répartition en masse	50% chaîne et 50% trame
Poudrage	E01

La technique de mise en œuvre adoptée quant à elle est l'infusion de résine liquide (LRI) sous vide dont le schéma de principe est représenté sur la figure 2.1. La température d'injection utilisée est de  $30^\circ C$ . Ce choix a été motivé par la valeur faible de la viscosité du mélange pour cette température.

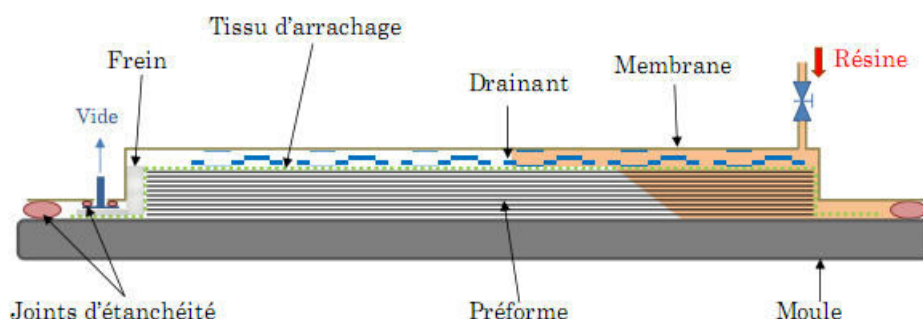


FIGURE 2.1 – Schéma de principe de la technique d'infusion de résine liquide sous vide [POU12]

## 2.1.2 Fabrication des plaques composites

La procédure utilisée pour la fabrication des plaques composites est l'infusion de résine liquide (LRI). Elle a été choisie en raison de sa forte valeur ajoutée [GAR11, PER11, BUS14]. Ce procédé consiste à imprégner les tissus secs par la résine liquide. Cette imprégnation se fait par aspiration du vide dans les tissus, permettant à la fois l'injection de la résine et la réduction des bulles d'air (porosités). La mise en œuvre des plaques composites par ce procédé se fait en plusieurs étapes.

### 2.1.2.1 Préparation du matériel et des matières premières

Il s'agit dans cette phase de s'assurer de la disponibilité du matériel nécessaire pour la réalisation des plaques composites, à savoir :

- Le moule (plaque de verre) qui sert de support à la mise en place de la pièce préformée (tissus de carbone) et des tissus environnants.
- Les préformes fibreuses : il s'agit des tissus de carbone comme illustré sur la figure 2.2.



FIGURE 2.2 – Tissu de Carbone G0926

- Les tissus d'arrachage.
- Le tissu drainant : il s'agit d'un accélérateur de diffusion de la résine lors de l'infusion.
- Le mastic.
- Les valves : au nombre de deux, elles permettent l'injection de résine et l'aspiration du vide.
- La bêche à vide.
- Le bidim : il s'agit d'un géotextile qui jouera le rôle de frein et aspirera l'excédent de résine.
- Le diffuseur silicone.
- Les tuyaux souples et rigides.
- L'agent de nettoyage et dégraissant : nous utiliserons de l'acétone.
- Le bouche-pore : dans cette étude, nous utiliserons du Sirex Si 022 commercialisé par Sicomin.
- L'agent démoulant : il s'agira ici du Sirex Si 043 commercialisé par Sicomin.
- La résine : il s'agit du système époxyde bi-composant SR 1710/SD8824.
- Le scotch imprégnable.
- La pompe à vide.
- Le moyen de cuisson (autoclave) : il permettra de contrôler le cycle de polymérisation après infusion.

Après avoir pris le soin de s'assurer de la disponibilité de ces matériels et matières premières, on procède à la découpe des tissus. Cette découpe se fait en fonction des dimensions désirées pour les plaques finales. Le sens de la découpe est fonction de la séquence d'empilement et de l'orientation choisies. Nous avons décidé dans cette étude de mettre en œuvre des plaques de 12 couches ou plis dont la séquence d'empilement est  $[[0^\circ/45^\circ]_3]_S$  (figure 2.3). La raison de choix est basée sur la préconisation du standard ASTM D7136 et ASTM D7136/D7136M pour la caractérisation des composites sous impact. D'après ces normes la plaque à impacter doit avoir une épaisseur de l'ordre de 4 mm. En choisissant 12 plis notre plaque finale aura une épaisseur de 4,44 mm. Ce qui satisfait cette exigence.



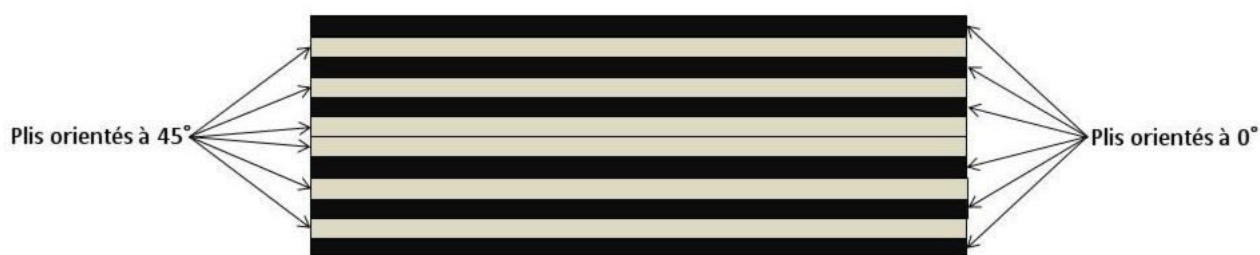


FIGURE 2.3 – Séquence d'empilement

### 2.1.2.2 Mise en œuvre du dispositif d'infusion

Dans cette étape du processus de fabrication des plaques composites, il s'agit de réaliser le montage-cuisson. La procédure est la suivante :

- Nettoyage et dégraissage de la plaque de verre par application de l'acétone.
- Application de trois couches de bouche-pores à 15 *min* d'intervalle avec lustrage entre chaque application et élimination de l'excédent de bouche-pore.

Il s'agit ici de combler les défauts de surface afin d'obtenir une surface lisse. Et à chaque intervalle, on s'assure de retirer l'excédent de bouche-pores par lustrage.

- Application de quatre couches d'agent démoulant à 15 *min* d'intervalle.

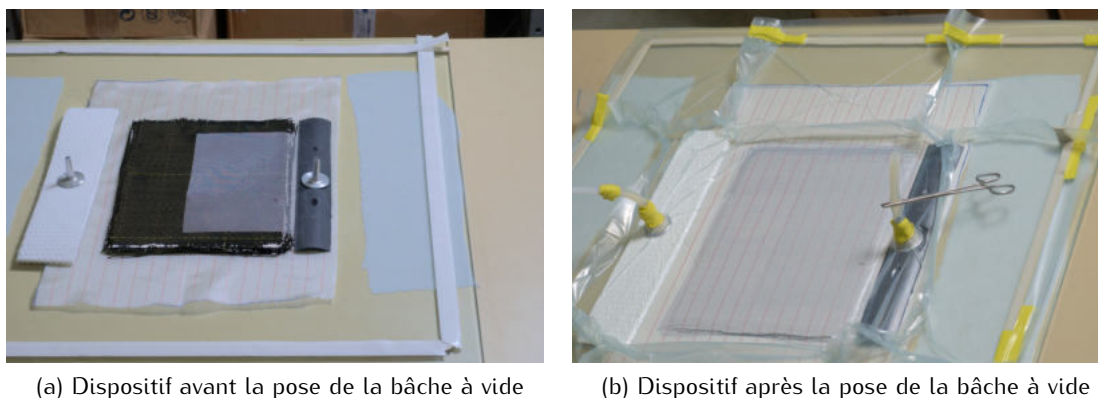
L'application de l'agent démoulant permet un démoulage facile après cuisson en évitant une accroche entre la résine polymérisée et le moule. Comme dans le cas du bouche-pore, on élimine l'excédent d'agent démoulant par lustrage.

- Réalisation de la bache à vide (figure 2.4).

Une fois le moule prêt, nous disposons les préformes fibreuses, le tissu drainant, le diffuseur, les valves, le tissu d'arrachage, selon la configuration illustrée sur la figure 2.4a puis la bache à vide. Les tuyaux d'injection de résine et d'aspiration de vide sont ensuite montés comme illustré sur la figure 2.4b.

### 2.1.2.3 L'imprégnation des tissus et polymérisation

Après la réalisation de la bache à vide (figure 2.4), les plis de carbone sont prêts à être infusés. Dès



(a) Dispositif avant la pose de la bâche à vide

(b) Dispositif après la pose de la bâche à vide

FIGURE 2.4 – Réalisation de la bâche à vide

lors, la résine est préparée en respectant les proportions massiques entre le système résine SR1710, le système durcisseur SD8824 et la fraction volumique de renforts souhaitée. La figure 2.4b illustre le dispositif avant infusion tandis que la figure 2.5 présente celui après infusion.

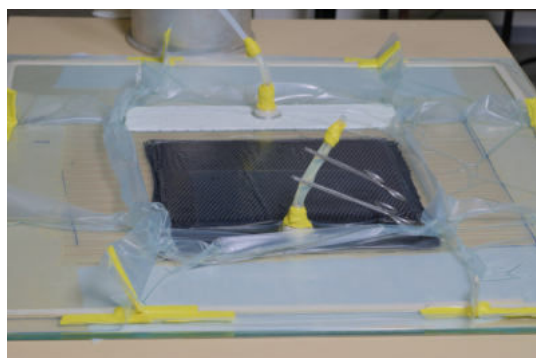


FIGURE 2.5 – Dispositif de réalisation des plaques après infusion

Le processus de mise en œuvre des composites par infusion de résine liquide sous vide impose un contrôle de la température avant et pendant l'infusion puis pendant le cycle de polymérisation. En nous référant au protocole préconisé par le fournisseur Sicomin [SIC17], la résine est conservée à température ambiante (aux alentours de  $22^{\circ}\text{C}$ ). Pendant le cycle de préparation elle est chauffée à  $30^{\circ}\text{C}$ . Ce préchauffage permet d'augmenter sa fluidité et d'accélérer l'imprégnation des tissus au risque d'atteindre l'exothermie qui, pour ce mélange et à cette température, survient en environ une heure. Pendant la phase d'infusion, la résine est maintenue à cette température à l'aide d'un bain-marie. La résine est injectée dans les tissus au moyen d'un diffuseur silicone. Ce dernier est relayé par le tissu drainant qui permet d'accélérer la résine et de recouvrir la partie supérieure des tissus à imprégner comme indiqué sur la figure 2.1. Étant donné que le tissu drainant accélère la progression de la résine, nous ne l'avons pas placé sur la totalité de la face supérieure des tissus afin que la combinaison des vitesses de progression de la résine sur les faces supérieure (accélérée) et inférieure des tissus permettent une infusion optimale à travers l'épaisseur. La plaque infusée est ensuite placée dans un four et est prête pour la cuisson. Le cycle adopté dans cette étude est celui recommandé

dans la fiche technique du fournisseur Sicomin de la résine, à savoir 6h à température ambiante puis 8h à 60°C. Les plaques composites ainsi fabriquées sont caractérisées afin de déterminer leurs propriétés mécaniques.

## 2.2 Santé matière : mesure du taux de porosité

L'analyse santé matière consiste en la recherche de défauts, de porosités, de particules, d'endommagement ou autres anomalies que peuvent comporter un matériaux. Soit du fait :

- des matériaux utilisés pour les fabriquer,
- de leur process de fabrication,
- ou des sollicitations auxquelles ils sont soumis lors de leur utilisation.

Dans le cadre de cette étude, nous nous intéressons à la mesure de porosité.

### 2.2.1 La porosité dans les structures

En hydrologie, la porosité se définit comme étant la propriété d'un milieu, d'un sol ou d'une roche de comporter des cavités appelées pores, c'est à dire des vides interstitiels interconnectés ou non [LED09]. Elle peut aussi exprimer le rapport du volume de ces vides au volume total du milieu appelé taux de porosité. La porosité est donc définie à la fois comme une propriété caractéristique d'un milieu poreux et comme un paramètre qui l'exprime quantitativement (rapport de volumes). D'après cette définition, il est possible de se représenter le défaut de porosité dans un matériau composite comme étant de très petites cavités emprisonnant à priori de la matière gazeuse. Elles apparaissent essentiellement lors des procédés de fabrication. Dans le cas des structures composites et particulièrement les stratifiés, le taux de porosité si il n'est pas contrôlé ou optimisé peut être préjudiciable pour le composite. Dans le milieu industriel aéronautique, il est admis qu'une pièce structurale comportant un taux volumique de porosité supérieur à 2% doit être rebutée. Cette limite de 2% constitue ici le critère d'acceptabilité dans ce cas d'application. Des études [HSC87, CAR01, LZW04] ont en effet démontré une réduction des caractéristiques mécaniques (résistance en traction, en compression et en cisaillement) des composites avec l'augmentation du taux de porosité. La détermination du taux de porosité est alors une étape importante à la fin du processus de fabrication des plaques composites. Elle permet à la fois de valider le procédé de fabrication à travers la vérification du critère d'acceptabilité. Les difficultés d'observation et de quantification des porosités dans leur ensemble est un des facteurs limitant pour l'étude de leur formation et de leur influence. Il existe toutefois plusieurs techniques de détermination du taux de porosité. Les plus utilisées sont basées sur les ultrasons, la dégradation chimique, la microtomographie et l'analyse d'image.

### 2.2.1.1 Les ultrasons

C'est une technique assez utilisée dans le milieu industriel car elle est non destructive et elle permet une analyse totale d'une pièce. Son principe repose sur la perturbation de l'onde envoyée par un capteur à travers une pièce [CAR01]. La caractérisation de cette perturbation permet d'estimer la quantité de porosités dans la pièce [MAS06]. Ce type d'analyse donne peu d'informations relatives à la répartition de la porosité dans l'épaisseur, à leurs morphologies, ni de valeur précise de leur taux volumique au sein de la pièce. Enfin, cette technique n'est pas assez précise pour la détermination des micro-porosités.

### 2.2.1.2 La dégradation chimique

Dans sa thèse, Y. Ledru [LED09] présente la procédure de détermination du taux de porosité par dégradation chimique. Cette technique consiste dans un premier temps, à évaluer la densité du matériau composite en mesurant, par exemple, la poussée d'Archimède exercée sur l'éprouvette placée dans de l'eau distillée. La balance de Mohr autrement appelée balance hydrostatique, peut être utilisée pour l'évaluation de ce paramètre, en suivant le protocole décrit par la norme NF EN ISO 1183. La masse de l'éprouvette en grammes est notée  $m_1$  et son volume en  $cm^3$  est noté  $V_{\text{éproutte}}$ . Dans un second temps, le réseau fibreux du composite est séparé de la matrice soit par calcination, soit par dégradation chimique. La calcination consiste à chauffer l'échantillon sous air à haute température (ASTM D2734), pour provoquer la combustion et la vaporisation de la matrice. Contrairement au composite à base de fibre de verre, cette technique n'est pas adaptée pour mesurer le taux de porosité d'un composite à renfort en fibre de carbone. La dégradation par attaque acide se fait par voie chimique (dégradation du réseau polymère macromoléculaire à l'aide d'acide sulfurique concentré, d'eau oxygénée et de la température), et est détaillée par la norme NF EN 2564. Ce procédé est très employé dans le milieu industriel comme dans le milieu de la recherche. Une fois la matrice retirée des fibres, elles sont pesées ( $m_2$ ). Connaissant les densités des fibres  $\rho_{\text{fibre}}$  et de la matrice  $\rho_{\text{matrice}}$ , il est alors facile de calculer le taux de porosité  $p$  à l'aide de la relation suivante :

$$p = 1 - \frac{m_1 - m_2}{\rho_{\text{matrice}} \times V_{\text{éproutte}}} - \frac{m_2}{\rho_{\text{fibre}} \times V_{\text{éproutte}}} \quad (2.1)$$

Le principal inconvénient de cette technique est qu'elle est destructive et de plus elle n'est pas très précise.

### 2.2.1.3 La micro-tomographie

La micro-tomographie est une technique d'analyse 3D, fournissant une image volumique de la répartition du coefficient ( $\mu$ ) d'absorption linéaire des rayons X. Lorsque l'échantillon considéré est un multi matériau dont les constituants absorbent différemment les rayons X, il est possible d'extraire par segmentation une image 3D de la microstructure de ce matériau.

### 2.2.1.4 L'analyse d'image

L'analyse d'image est la technique de caractérisation des porosités la plus utilisée et de plus relativement précise pour des porosités de taille quantifiable. Cette technique est basée essentiellement sur le traitement d'image, qui, permettra de mettre en évidence les porosités. Dans les articles [RCQC97] et [ALI96] cette méthode est utilisée pour la caractérisation par analyse d'images de la morphologie de bétons renforcés par des fibres de fonte amorphe et la caractérisation micro-structurale des céramiques par analyse d'images, respectivement. Le principal déficit de cette technique repose sur l'acquisition et le traitement de ces images.

Dans le cadre de cette étude, nous allons utiliser l'analyse d'image pour la détermination du taux de porosité. Quant à la technique d'acquisition des images, nous allons utiliser la tomographie à rayons X et le microscope électronique à balayage (MEB). Les images obtenues seront ensuite traitées à l'aide de deux techniques de seuillage que nous présenterons dans la section suivante.

## 2.2.2 Techniques d'acquisition des images

### 2.2.2.1 Microscopie électronique à balayage

Il convient tout d'abord de présenter le principe de fonctionnement du microscope électronique à balayage (MEB). Le MEB permet une observation privilégiée de la surface d'un échantillon. S'il s'agit d'un échantillon biologique, il faut préalablement le recouvrir d'une mince pellicule d'or (métallisation) qui « moule » les structures à observer. Le faisceau d'électrons balaie la surface de l'échantillon ; celle-ci émet alors des électrons secondaires qui, captés par une caméra, fournissent sur l'écran une image de l'objet observé.

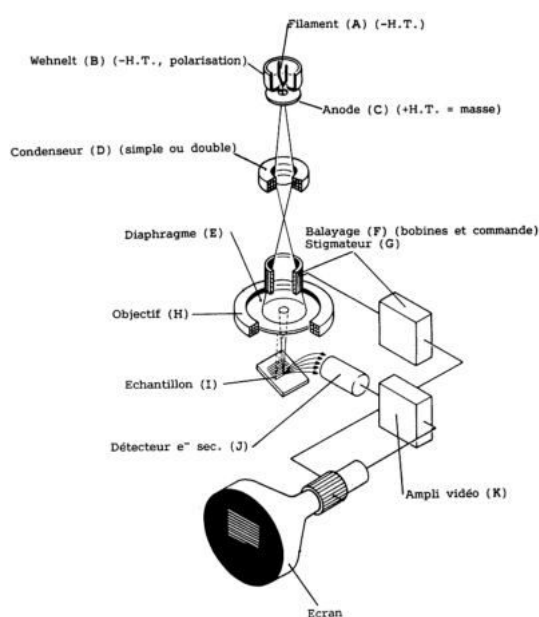


FIGURE 2.6 – Principe de fonctionnement du MEB [JEO]

Ayant utilisé un composite à matrice organique, il a donc fallu dans un premier temps procéder à la métallisation des surfaces des échantillons à caractériser. Après cette phase de préparation des surfaces à observer, l'échantillon est placé dans le MEB et l'acquisition des images peut commencer. Pour l'acquisition des images, la procédure consiste à prendre des photos haute résolution avec des zooms différents. Chacun des zooms présente les porosités avec des tailles plus ou moins grandes. Le contraste, la netteté et le traitement des niveaux de gris permettent d'afficher les porosités en gris foncé et/ou en noir. Deux tailles de zoom ont été adoptées au cours de cette étude :  $\times 250$  et  $\times 500$  sur l'épaisseur ( $e = 2\text{ mm}$ ) de la plaque (voir figure 2.7). Ces images sont prises sur toute la longueur ( $L = 20\text{ mm}$ ) de la plaque. Différentes coupes successives sont faites sur la largeur  $z$  de l'éprouvette de manière à avoir de nouvelles faces pour la prise d'images. Se pose évidemment le problème de la réalisation de ces coupes qui implique un usinage des éprouvettes pouvant conduire à une altération de la surface à observer (bouchage de pores, ...), et à une modification de la porosité mesurée par rapport à la porosité réelle. Les mesures ont été faites à l'aide d'un MEB EVO HD15 de marque ZEISS (figure 2.8) dont les réglages sont donnés dans le tableau 2.5, et un exemple d'images obtenues est représenté sur la figure 2.9.

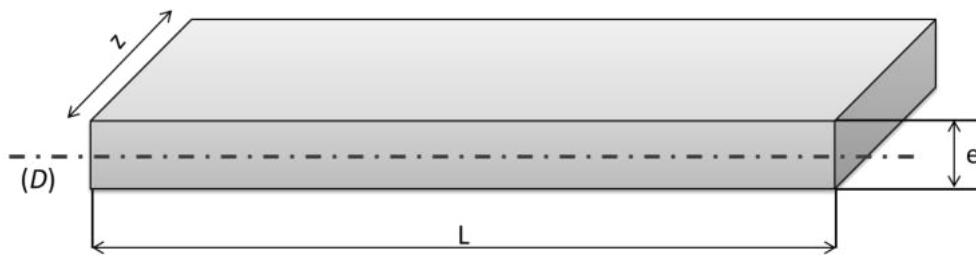


FIGURE 2.7 – Éprouvette de mesure au MEB



FIGURE 2.8 – Dispositif MEB du LGP-ENI de Tarbes

TABLE 2.5 – Paramètres de mesure du MEB

Mode	Profondeur
Voltage	$10^4 V$
Intensité sonde	$101 \times 10^{-12} A$
Balayage	7
Zoom	$\times 250$ et $\times 500$
Procédure	Smart stich

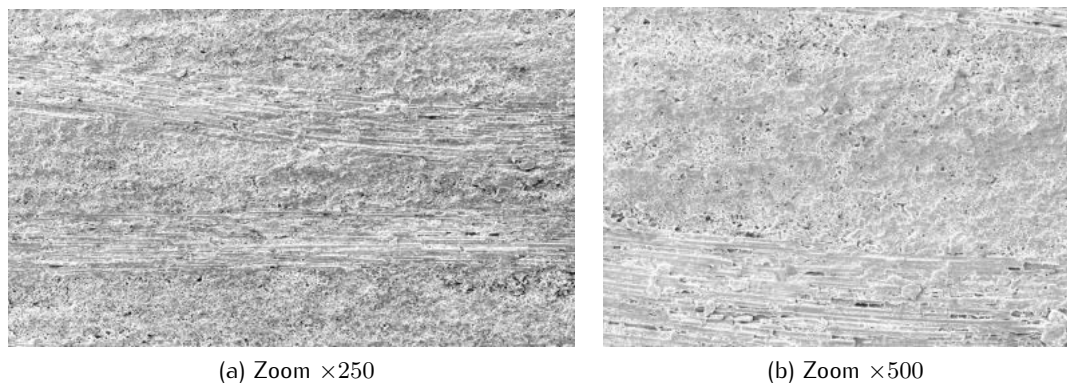


FIGURE 2.9 – Images issues du MEB

### 2.2.2.2 Micro-tomographie par rayons X

La tomographie par rayons X est basée sur l'émission et la réception d'un faisceau de rayons X à travers un échantillon de matière, homogène ou hétérogène [BRA13]. La figure 1.38 page 34 illustre le principe de fonctionnement de la tomographie à rayons X.

Le faisceau émis par la source à rayons X passe à travers la pièce et est transmis au détecteur. Ce dernier exploite et analyse ce faisceau afin de réaliser un ensemble de radiographies constituant les images tomographiques. Dans notre étude, ce sont sur ces radiographies que nous allons appliquer l'analyse d'image. Les images ont été acquises au moyen d'un microtomographe de marque RX Solution Easytom 150 avec un détecteur caméra CCD  $4032 \times 2688$  pixels. Les paramètres de mesures sont contenus dans le tableau 2.6 et les images tomographiques obtenues sont représentées sur la figure 2.10.

### 2.2.3 Techniques de seuillage utilisées

La définition la plus simple du seuillage d'image est la segmentation d'image [SS01]. À partir d'une image en niveau de gris, le seuillage d'image peut être utilisé pour créer une image comportant uniquement deux valeurs, noir ou blanc (monochrome). Le seuillage d'image remplace un à un les pixels d'une image dont l'étendue des valeurs peut être sur  $2^8 = 256$  niveaux à l'aide d'une valeur



Matériau scintilleur	Gadex
Distance source objet SOD	337,008 mm
Distance source détecteur SDD	427,532 mm
Facteur de zoom	1,269
Tension d'accélération	100 kV
Intensité	298 $\mu A$
Puissance	30 W
Type d'acquisition	Rotation continue
Temps d'exposition par images	0,80 s
Moyennage	3 images
Nombre d'images	2080
Résolution spatiale du voxel	$7,09 \times 7,09 \times 7,09 \mu m^3$

TABLE 2.6 – Paramètres des mesures tomographiques



FIGURE 2.10 – Coupes tomographiques

seuil fixée (par exemple 115). Ainsi, si un pixel a une valeur supérieure au seuil (par exemple 150), il prendra la valeur 255 (blanc). Et si sa valeur est inférieure au seuil (par exemple 100), il prendra la valeur 0 (noir). Dans l'exemple de la figure 2.11 l'image B est le résultat d'un seuillage appliqué à l'image A. Ainsi, pour une image représentant une caractéristique physique telle que la porosité de la matière, le seuillage permettra de différencier les zones vides des zones de matière. On constate cependant que pour des seuils différents appliqués à la même image, les résultats seront différents. La difficulté réside donc dans le choix de la « bonne valeur » ou « valeur acceptable » du seuil de telle sorte que le résultat final soit assez représentatif du phénomène à mettre en évidence.



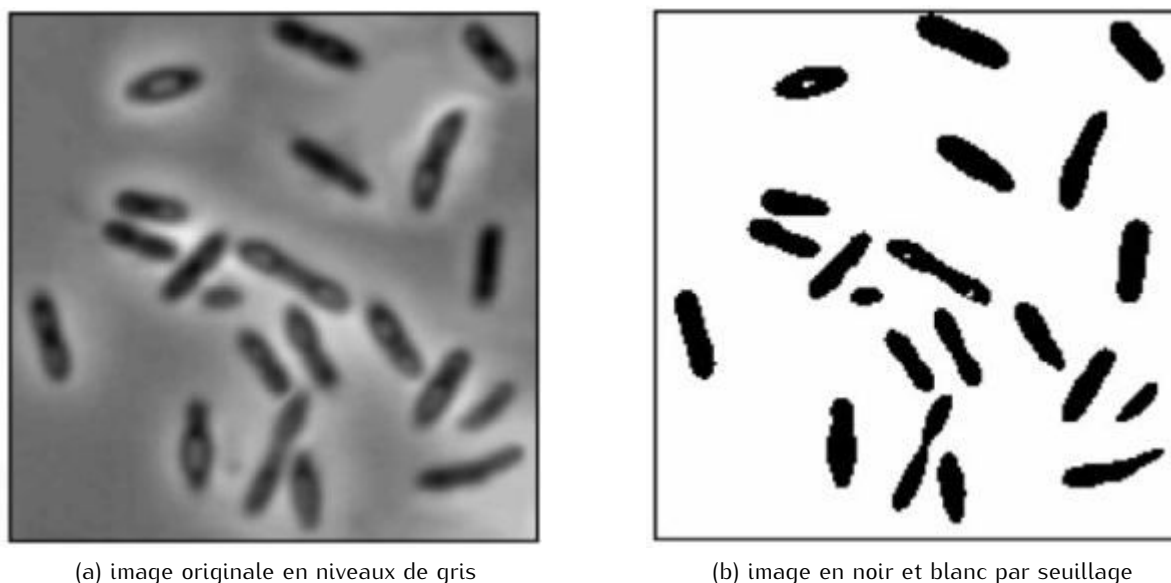


FIGURE 2.11 – Segmentation par seuillage d'image [CW08]

On distingue différentes approches pour la détermination du seuil. La première consiste à fixer le seuil manuellement ou arbitrairement à partir de l'image en niveaux de gris censée mettre en évidence les caractéristiques recherchées. Cette méthode est très simple mais peu efficace pour des images complexes. La seconde approche quant à elle consiste à déterminer automatiquement le seuil à partir de l'histogramme de l'image. Il est question ici d'analyser la forme de l'histogramme de l'image puis à l'aide d'un algorithme, le seuil optimal est déduit.

Dans cette thèse nous avons utilisé ces deux approches. La première est appliquée dans le logiciel ImageJ sur des images issues de la MEB (microscopie électronique à balayage), la seconde à partir d'un code Python sur des images issues de la tomographie à rayons X.

### 2.2.3.1 Taux de porosité obtenu avec ImageJ

Les images obtenues par le MEB (figure 2.9) sont chargées et traitées par le logiciel ImageJ. Celui-ci permet d'obtenir les taux surfaciques de porosité sur chaque image puis sur l'ensemble des images d'une coupe sur la largeur de la plaque (figure 2.12). Les résultats obtenus sont contenus dans le tableau 2.7.

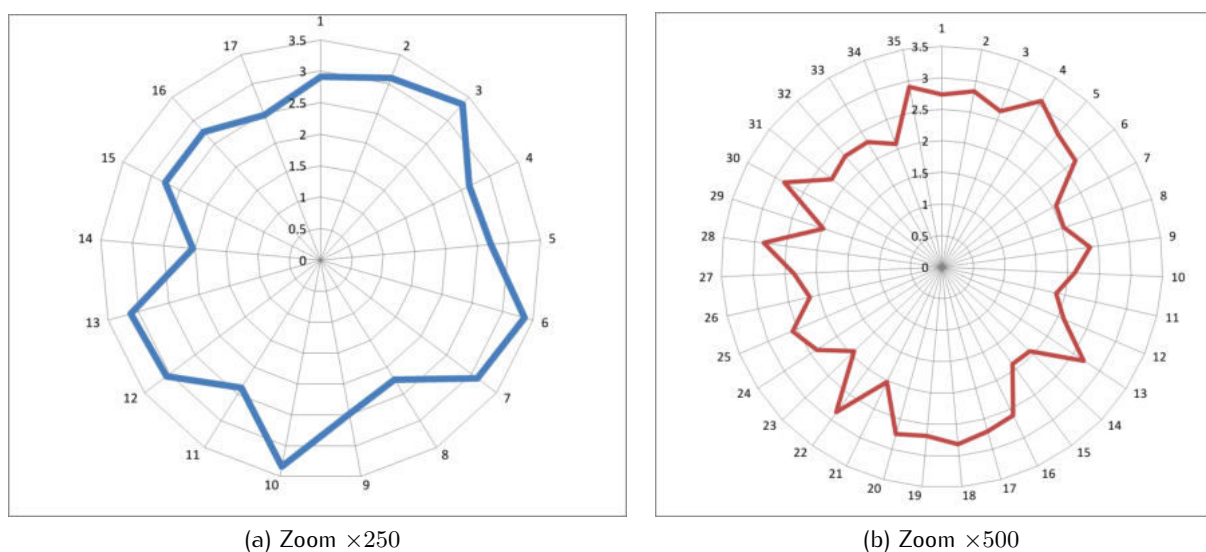


FIGURE 2.12 – Variation du taux de porosité sur une coupe en fonction des images

TABLE 2.7 – Taux de porosités moyen

Taille du zoom	$\times 250$	$\times 500$
Taux de porosités moyen en %	2,81	2,43
Écart-type	0,40	0,36

### 2.2.3.2 Taux de porosité calculé avec un code de seuillage automatique

Le calcul du taux de porosité par seuillage automatique est basé sur la tomographie à rayons X. Nous avons en effet utilisé des images issues de la tomographie pour ensuite les caractériser à l'aide d'une technique de seuillage automatique. Une procédure particulière de traitement a été appliquée sur les images issues de la tomographie au moyen d'un programme d'analyse entièrement écrit en langage Python et basé sur la librairie de calcul scientifique `scipy`. Les principales étapes de cette approche sont décrites ci-après pour chacune des images issues de la tomographie, ce qui représente un ensemble de 1922 images dans la direction  $\vec{x}$  longitudinale de l'éprouvette, 804 images dans la direction  $\vec{y}$  transverse de l'éprouvette et 326 images dans la direction  $\vec{z}$  perpendiculaire au plan principal de l'éprouvette. Afin d'illustrer la procédure, on considérera dans la suite uniquement des images prises dans la direction  $\vec{z}$ .

La première étape consiste en la lecture et le chargement en mémoire dans un tableau d'entiers non signés 16 bits `numpy` d'une des images obtenues par tomographie (voir figure 2.13 pour une vue de ce type d'image). Le tomographe du laboratoire utilisé dans cette étude fournit des images d'une taille de  $805 \times 1923$  pixels codées sur  $2^{16}$  niveaux de gris soit 65536 valeurs. La couleur noire correspond à un « trou » alors que la couleur blanche correspond à de la matière (à la manière d'une radiographie).

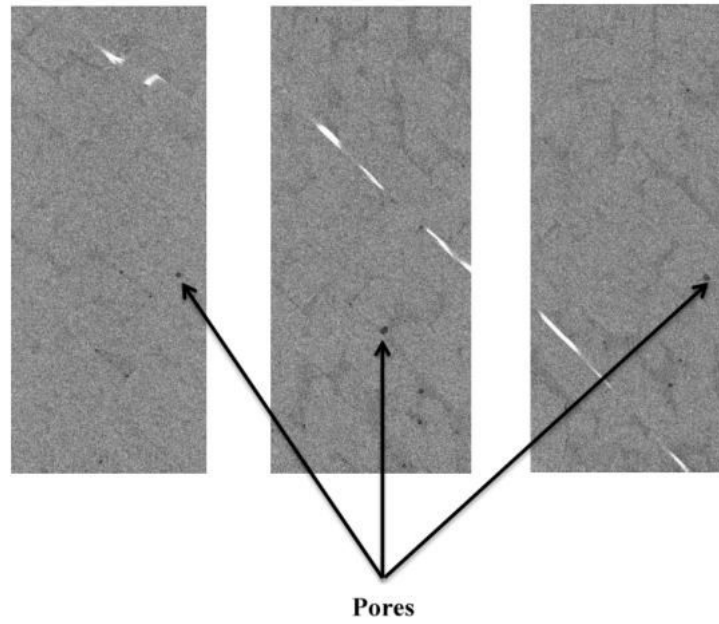


FIGURE 2.13 – Images issues de la tomographie

Entre ces deux extrêmes, un grand nombre de niveaux de gris existent, et toute la difficulté de l'analyse d'image et du calcul de la porosité vient de l'interprétation que l'on peut donner à ces différents niveaux de gris. Si on se penche maintenant sur l'analyse de la figure 2.14, on peut distinguer deux cas de figure selon si l'on se réfère à la partie gauche ou droite de la figure 2.14. Sur la partie de gauche, on peut nettement faire la distinction entre les pixels situés par exemple aux coordonnées  $B2$  et  $D3$ . Ainsi, le pixel en  $B2$  est entièrement « plein » et correspondra à de la matière, alors que le pixel situé en  $D3$  est entièrement noir et correspond à du « vide ». Le calcul de la porosité  $p$  peut alors être lié au nombre de pixels « vides »  $n_{vide}$  et au nombre de pixels « pleins »  $n_{plein}$  de l'image selon la relation suivante :

$$p = \frac{n_{vide}}{n_{vide} + n_{plein}} \quad (2.2)$$

Se pose alors la question des pixels situés par exemple en  $B3$ ,  $D2$  ou  $A4$  pour lesquels on ne sait pas a priori dans quelle catégorie les classer (vide ou plein). C'est ici qu'intervient la notion de seuil au cours de laquelle, tous les pixels qui ne sont ni totalement « pleins » ni totalement « vides » vont être mis dans l'une ou l'autre des catégories selon une valeur seuil selon le formalisme suivant :

$$pixel = \begin{cases} vide & si \quad valeur < seuil \\ plein & si \quad valeur \geqslant seuil \end{cases} \quad (2.3)$$

C'est la technique classique de seuillage (en anglais threshold) qui consiste à transformer une image en niveaux de gris en une image seuillée en noir et blancs seuls, puis à compter le nombre de pixels noirs et blancs afin de calculer la valeur de la porosité selon l'équation (2.14). Fixer une valeur de seuil à 50% de la plage de données revient alors à affecter « vide » aux pixels  $B3$ ,  $D2$  et « plein » au pixel  $A4$ . Le résultat final dépend de la valeur du seuil qui joue principalement sur la détection

de la frontière des porosités. La variabilité est alors liée à la taille des porosités et est inversement proportionnelle à la taille des défauts.

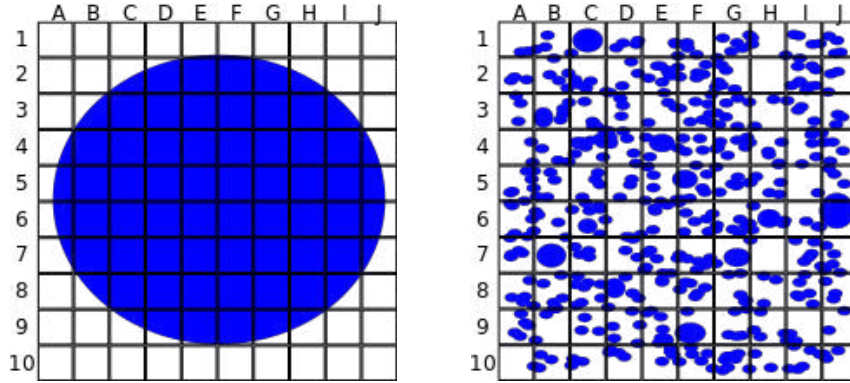


FIGURE 2.14 – Lien entre pixel et porosité

Dans le cas qui nous intéresse pour cette étude, on est loin d'avoir des macros porosités dans notre matériau, les images tomographiques sont plus proches de la partie droite de la figure 2.14. Si on applique la même procédure que celle décrite précédemment, on obtient un résultat totalement dépendant de la valeur de seuil fixée arbitrairement par l'utilisateur et pouvant varier de 0% à 100% en terme de porosité, ce qui est impossible à utiliser. Ainsi, plutôt que d'appliquer une technique classique de seuillage (comme utilisé dans des logiciels de type ImageJ), on va maintenant comptabiliser l'ensemble des pixels de l'image en fonction du pourcentage « d'opacité » du pixel par rapport à un seuil permettant la calibration vis à vis de la luminosité de l'image. Cette procédure est basée sur les étapes suivantes :

- Calcul de l'histogramme de l'image, c'est à dire que l'on comptabilise le nombre de pixels  $p_i$  de l'image ayant un niveau  $n_i$  donné. On obtient donc un vecteur de  $2^{16}$  valeurs comptabilisant le nombre de pixels de l'image ayant chacun de ces  $2^{16}$  niveaux de gris.
- La deuxième étape consiste à déterminer pour chaque image, le seuil optimal de l'image. On calcule la porosité  $p_{seuil}$  en fonction du seuil  $s$  (en le faisant varier de 0 à  $2^{16}$ ) dans l'image à partir de la définition suivante :

$$p_{seuil} = \begin{cases} 0 & si \quad n_i \geq s \\ \frac{s-n_i}{s} p_i & si \quad n_i < s \end{cases} \quad (2.4)$$

Un exemple de la variation de la porosité en fonction de la valeur du seuil dans l'image est donné sur la figure 2.14 sous forme de la courbe en bleu. Cette courbe présentant pour toutes les images analysées un point d'inflexion, la coordonnée  $x$  de ce point d'inflexion (identifiée comme étant la valeur du seuil optimal pour l'image) peut être automatiquement calculée par identification d'une fonction linéaire par morceaux (en deux morceaux).

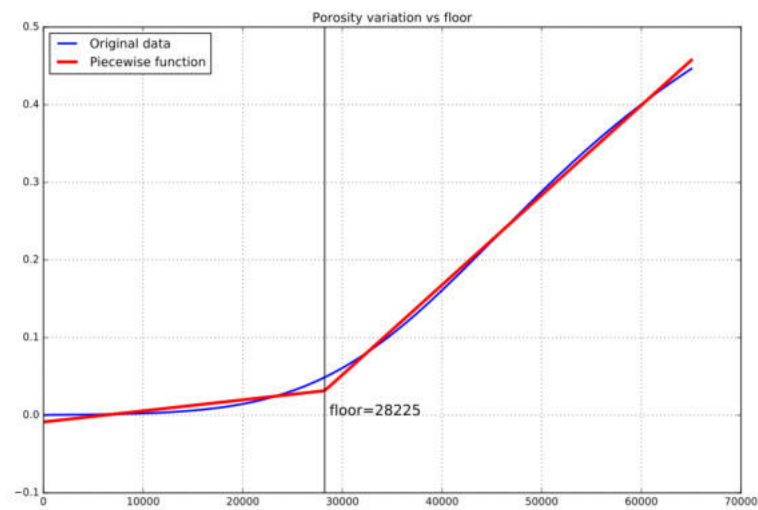


FIGURE 2.15 – Variation de la porosité en fonction de la valeur du seuil

- Le graphe de la figure 2.16 présente la variation de valeur de ce seuil optimal pour chacune des 326 images dans la direction  $\vec{z}$  perpendiculaire au plan principal de l'éprouvette. Sur cette courbe, on note la présence d'oscillations (au nombre de 12) correspondant aux alternances pli/matrice et une décroissance globale de la valeur du seuil (pouvant correspondre à l'absorption des rayons X au cours de la traversée de la matière).

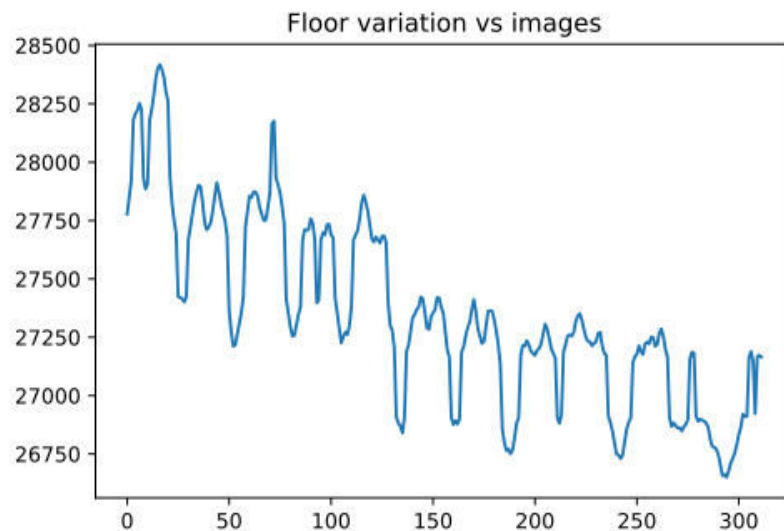


FIGURE 2.16 – Variation du seuil en fonction des images

- On détermine alors un seuil optimal en lissant la courbe de la figure 2.16, puis à partir de ce seuil optimal on recalcule la porosité de chacune des images afin d'obtenir le graphe présenté sur la figure 2.14. Sur ce dernier, on remarque encore la présence des oscillations

correspondant aux alternances pli/matrice, alors que la décroissance globale présente sur la figure 2.16 a été supprimée par la prise en compte d'un seuil variable.

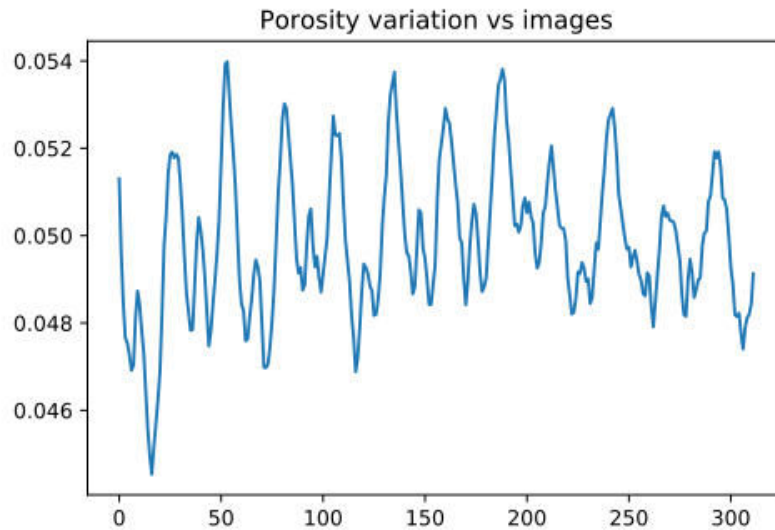


FIGURE 2.17 – Taux de porosité surfacique à partir du seuil optimal

- En faisant la moyenne des porosités sur l'ensemble des images, on est alors en mesure de déterminer une porosité surfacique moyenne de l'éprouvette  $p = 4,83\%$ .

Cette partie de l'étude nous a permis de déterminer les taux de porosité de nos plaques composites. Deux approches ont été utilisées toutes deux basées sur un traitement d'images. La première (utilisant une approche manuelle sur des images MEB) nous a donné des résultats de l'ordre de 2,5 à 3% et la seconde (automatique basée sur des images prises par tomographie à rayons X) des résultats de l'ordre de 5% en termes de taux de porosité surfacique. La différence vient principalement du fait que la deuxième méthode prend mieux en compte les micro-porosités. Afin de savoir si ces résultats sont valables du point de vue des critères d'acceptabilité du secteur de l'aéronautique, il convient d'avoir une estimation de la porosité volumique de notre matériau.

Si on considère en première approximation que les porosités du matériau sont sphériques et que le plan de coupe fait par le tomographe passe par le centre des sphères, on peut montrer que la relation entre la porosité volumique  $p_V$  et la porosité surfacique  $p_S$  se met sous la forme suivante :

$$p_V = \frac{4}{3\sqrt{\pi}} p_S^{(3/2)} \quad (2.5)$$

Si par contre cette porosité est assimilable à un cube, alors la relation de passage s'écrit :

$$p_V = p_S^{(3/2)} \quad (2.6)$$

Quelle que soit l'approche utilisée et l'hypothèse d'extrapolation à la porosité volumique retenue, on peut alors estimer que la porosité volumique de notre matériau est comprise entre 0,3% et 1,1%. Ces valeurs sont dans l'ordre d'acceptabilité du secteur de l'aéronautique (inférieur à 2%). On peut donc estimer que les éprouvettes que nous avons mises en œuvre respectent les critères d'acceptabilité du secteur aéronautique.

## 2.3 Caractérisation des plaques

La caractérisation des plaques est une étape très importante de l'étude. Elle permet d'une part de valider le procédé de mise en œuvre et de connaître les propriétés mécaniques qui seront les données d'entrée de la modélisation numérique. Il existe de nombreuses méthodes de caractérisation mécanique des matériaux. Cette détermination se base sur le comportement des matériaux en traction, en compression ou en cisaillement. Dans cette étude, nous nous sommes intéressés à deux techniques. Celle basée sur les essais mécaniques (traction et compression) et celle basée sur la détermination ultrasonore des propriétés mécaniques.

### 2.3.1 Caractérisation mécanique

#### 2.3.1.1 Loi de Hooke généralisée et matrice de rigidité

La détermination des propriétés mécaniques d'un matériau est liée à la connaissance de sa matrice de rigidité  $C$  ou de son inverse qui est la matrice de souplesse  $S$ . En élasticité linéaire, dans le cas des essais mécaniques, la matrice de rigidité est décrite par la loi de Hooke [GAY15]. Sous forme indicelle, la loi de comportement élastique s'écrit comme suit :

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl}\varepsilon_{kl} \quad (2.7)$$

Où  $\sigma$  et  $\varepsilon$  sont respectivement les tenseurs des contraintes et des déformations. En réécrivant la relation tensorielle de l'équation (2.7) sous forme vectorielle, on obtient :

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{1111} & C_{1122} & C_{1133} & C_{1123} & C_{1131} & C_{1112} \\ C_{2211} & C_{2222} & C_{2233} & C_{2223} & C_{2231} & C_{2212} \\ C_{3311} & C_{3322} & C_{3333} & C_{3323} & C_{3331} & C_{3312} \\ C_{2311} & C_{2322} & C_{2333} & C_{2323} & C_{2331} & C_{2312} \\ C_{3111} & C_{3122} & C_{3133} & C_{3123} & C_{3131} & C_{3112} \\ C_{1211} & C_{1222} & C_{1233} & C_{1223} & C_{1231} & C_{1212} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} \\ \varepsilon_{12} \end{bmatrix} \quad (2.8)$$

En utilisant la notation de Voigt, on aboutit à une simplification de la relation précédente. En effet, la notation de Voigt convertit les 2-uplets  $i, j$  en 1-uplet  $k$  :  $11 = 1$ ,  $22 = 2$ ,  $33 = 3$ ,  $23 = 4$ ,  $31 = 5$  et

12 = 6. Cette notation conduit à la réécriture de la loi de Hooke sous la forme suivante :

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ C_{21} & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ C_{31} & C_{32} & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ C_{41} & C_{42} & C_{43} & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ C_{51} & C_{52} & C_{53} & C_{54} & C_{55} & C_{56} \\ C_{61} & C_{62} & C_{63} & C_{64} & C_{65} & C_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} \quad (2.9)$$

En élasticité linéaire, la matrice de rigidité est symétrique. La relation précédente devient donc :

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ & & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ & & & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ & & & & C_{55} & C_{56} \\ Sym & & & & & C_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} \quad (2.10)$$

Dans le cas le plus général, la matrice de rigidité est déterminée par 21 constantes indépendantes. Ce cas correspond à un matériau ne possédant aucune propriété de symétrie cristalline. Un tel matériau est appelé matériau triclinique. La plupart des matériaux anisotropes possèdent une structure présentant une ou plusieurs symétries : par exemple, les monocristaux, les structures fibreuses, les matériaux composites à fibres ou tissus, etc... Les propriétés de symétrie géométrique réduisent alors le nombre de constantes indépendantes nécessaires pour décrire le comportement du matériau. Cette réduction est fonction des symétries présentées par le matériau considéré. Le tableau 2.8 met en lumière les principales symétries cristallines observées et les matrices de rigidité associées.

Dans le cas des essais mécaniques, la connaissance de la contrainte  $\sigma$  et de la déformation  $\varepsilon$  conduit à la détermination des constantes de la matrice de rigidité.

### 2.3.1.2 Essais de traction uni-axiale

Les essais de traction sont réalisés suivant la norme NF EN ISO 527-4 [ISO97] pour les conditions expérimentales. Les dimensions des éprouvettes adoptées sont  $180 \times 20 \times 2,3 \text{ mm}^3$ . Des talons de verre/époxy de longueur  $40 \text{ mm}$  sont rapportés par collage structural à l'aide de la colle époxyde bi-composant Hysol 9394 A+B, à chacune de leurs extrémités sur les deux faces (figure 2.18). Cela permet d'avoir une longueur utile de  $100 \text{ mm}$  sur l'éprouvette comme le préconise la norme.

Pour la mesure de déformation, nous avons choisi une mesure sans contact basée sur des champs de déplacement. On utilise donc la corrélation d'image via l'utilisation du système GOM Aramis 2M comme illustré sur la figure 2.19. Les essais ont été effectués sur la machine de traction Instron 5500R/100kN à la vitesse de traction  $0,5 \text{ mm/min}$ .



TABLE 2.8 – Matrice de rigidité en fonction de la nature du matériau

Nature du matériau	Matrice de rigidité						
Isotrope (2 coefficients)	$  \begin{bmatrix}  C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\  & C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\  & & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\  & & & \frac{1}{2}(C_{11} - C_{12}) & 0 & 0 \\  & & & & \frac{1}{2}(C_{11} - C_{12}) & 0 \\  & Sym & & & & \frac{1}{2}(C_{11} - C_{12})  \end{bmatrix}  $						
Monoclinique (13 coefficients)	$  \begin{bmatrix}  C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & C_{16} \\  & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & C_{26} \\  & & C_{33} & 0 & 0 & C_{36} \\  & & & C_{44} & C_{45} & 0 \\  & & & & C_{55} & 0 \\  & Sym & & & & C_{66}  \end{bmatrix}  $						
Orthotrope (9 coefficients)	$  \begin{bmatrix}  C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\  & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\  & & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\  & & & C_{44} & 0 & 0 \\  & & & & C_{55} & 0 \\  & Sym & & & & C_{66}  \end{bmatrix}  $						

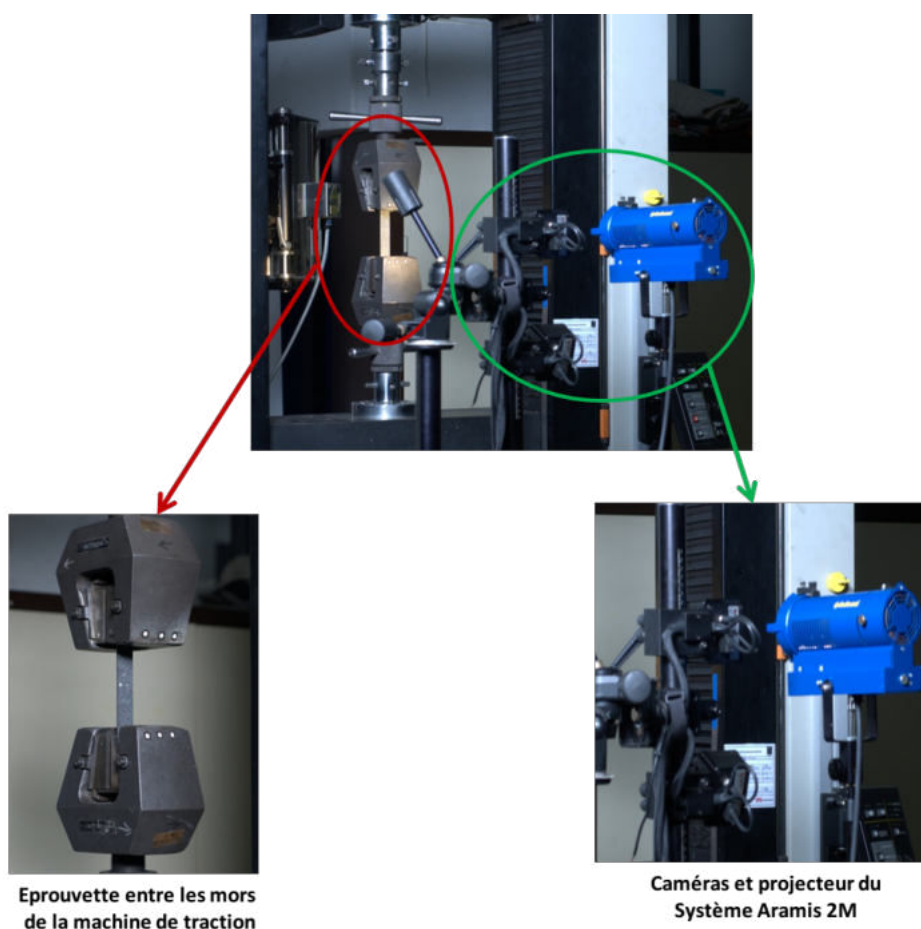


FIGURE 2.19 – Dispositif expérimental des essais de traction uniaxiale

Le traitement des données, des déformations (figure 2.20) et des courbes de contrainte-déformation

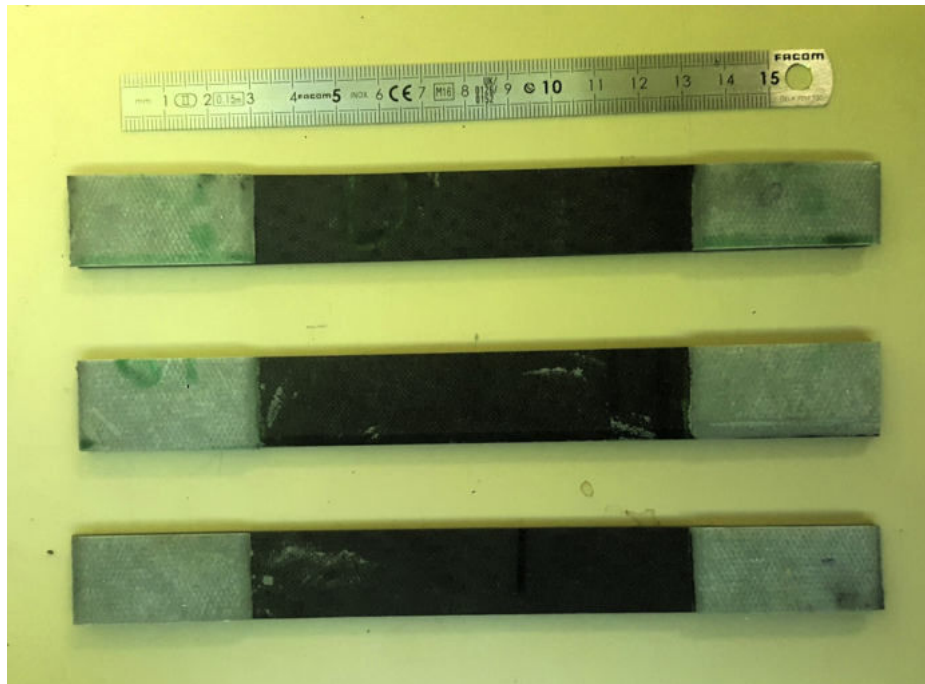
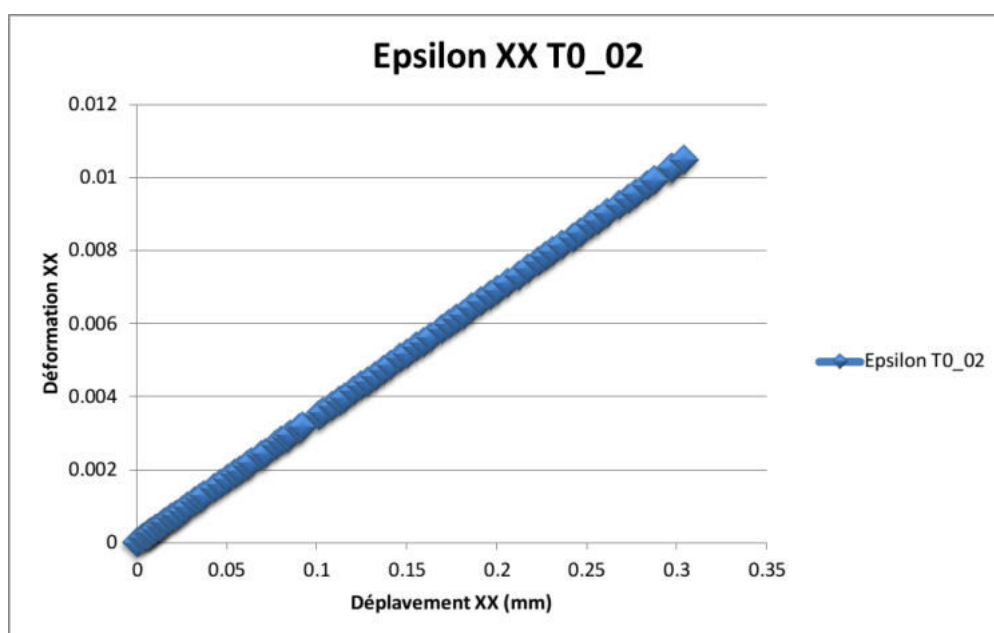


FIGURE 2.18 – Éprouvette de traction

(figure 2.21), permet de déterminer les valeurs de contraintes limites  $\sigma_T$ , des modules d'élasticité  $E_i$  et des coefficients de Poisson  $\nu_{ij}$ .

FIGURE 2.20 – Évolution des déformation  $\varepsilon_{xx}$

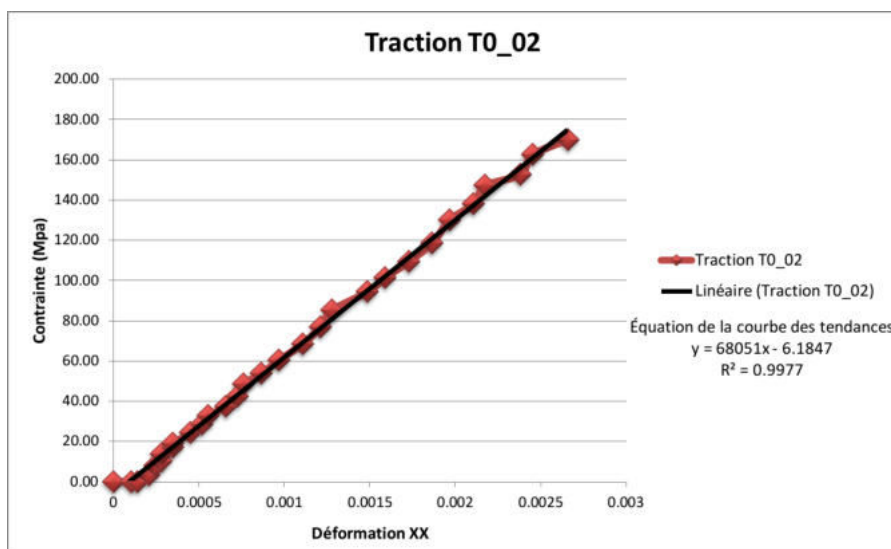


FIGURE 2.21 – Courbe de contrainte-déformation

L'exploitation de ces courbes conduit à la détermination des propriétés mécaniques en traction du matériau. Ces tests ayant été effectués dans les directions  $0^\circ$  et  $90^\circ$ , les propriétés mécaniques obtenues sont regroupées dans le tableau 2.9.

TABLE 2.9 – Propriétés mécaniques en traction du composite G0926/SR1710

(a) Traction à $0^\circ$					(b) Traction à $90^\circ$				
	$F_r(kN)$	$\sigma_r(MPa)$	$E_1(GPa)$	$\nu_{12}$		$F_r(kN)$	$\sigma_r(MPa)$	$E_2(GPa)$	$\nu_{21}$
Ep_0 1	30,66	696,91	69,02	0,09	Ep_90 1	32,64	735,34	66,71	0,11
Ep_0 2	32,22	743,58	68,05	0,17	Ep_90 2	33,33	728,53	72,56	0,14
Ep_0 3	31,43	736,48	64,874	0,27	Ep_90 3	32,16	732,20	66,70	0,13
moyenne	31,44	725,65	67,31	0,18	moyenne	32,71	732,02	68,66	0,12
écart-type	0,78	25,14	2,17	0,09	écart-type	0,58	3,40	3,37	0,014

Nous remarquons que le comportement sur les courbes contrainte-déformation dans les deux directions sont identiques. Ceci s'explique par le fait que les tissus utilisés sont de type satin équilibré. Cela conduit à l'uniformité des valeurs des propriétés mécaniques obtenues.

### 2.3.1.3 Essais de compression

#### Conditions expérimentales

Les essais de compression ont été réalisés sur des éprouvettes de dimensions  $110 \times 10 \times 2,3 \text{ mm}^3$ . Des talons de plaques composite verre/époxy de longueur  $50 \text{ mm}$  sont placés aux extrémités des faces des éprouvettes, ce qui permet d'obtenir une longueur utile de  $10 \text{ mm}$  sur l'éprouvette.

Contrairement aux essais de traction, nous avons utilisé des jauges d'extensométrie pour la mesure

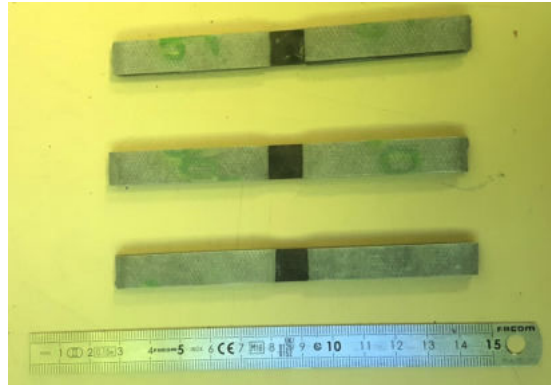


FIGURE 2.22 – Éprouvettes de compression

des déformations. Pour une éprouvette, nous avons placé une jauge sur chaque face de la partie utile. Ceci permet de comparer les données de chaque jauge et de contrôler la réponse en flambement de l'éprouvette afin de s'assurer que durant l'essai, on soit en compression simple. En effet la réponse, stricte, en « non-flambement » est normalement vérifiée par la relation suivante :

$$\left| \frac{\varepsilon_{face1} - \varepsilon_{face2}}{\varepsilon_{face1} + \varepsilon_{face2}} \right| = 0 \quad (2.11)$$

La réalité expérimentale montre que les contraintes mesurées sur les faces ne sont pas toujours égales. Le numérateur du critère de non-flambement n'est donc pas toujours nul. L'hypothèse de validation consiste alors à dire que durant l'essai, le critère de non-flambement ne doit pas dépasser 10%, soit :

$$\left| \frac{\varepsilon_{face1} - \varepsilon_{face2}}{\varepsilon_{face1} + \varepsilon_{face2}} \right| < 0,1 \quad (2.12)$$

La loi de contrainte-déformation et le critère de non-flambement sont tracés et représentés sur les graphes 2.23 et 2.24.

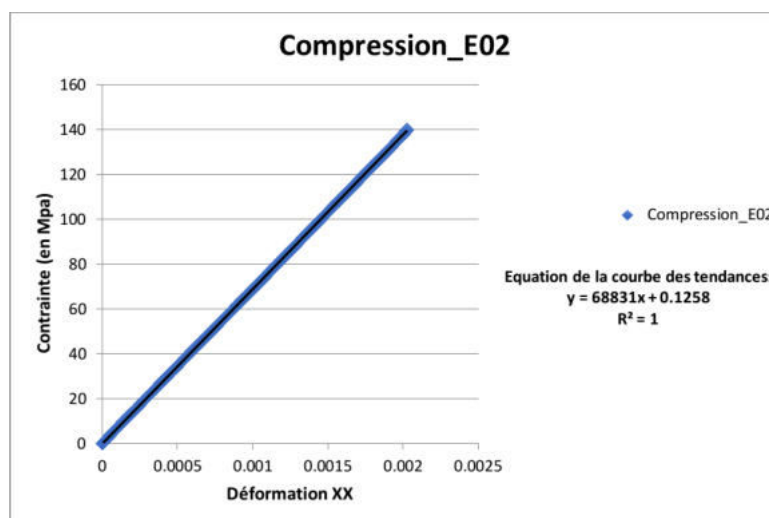


FIGURE 2.23 – Courbe contrainte-déformation en compression

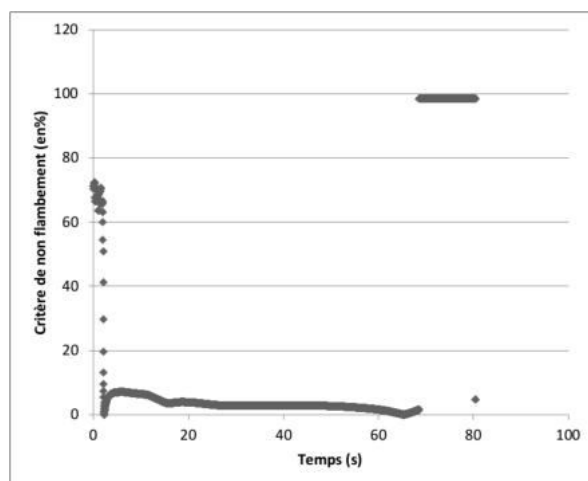


FIGURE 2.24 – Critère de Non-flambement lors de l'essai de compression

L'exploitation de ces données d'essai de compression a permis d'obtenir les propriétés mécaniques présents dans le tableau 2.10.

TABLE 2.10 – Propriétés mécaniques en compression

	$\sigma_{rupt}^c (MPa)$	$E^c (GPa)$
Éprouvette 1	597,9	72,16
Éprouvette 2	521,9	68,83
Éprouvette 3	531,6	66,14
Moyenne	550,5	69,04
Écart-type	31,62	2,07

Cette partie nous a permis d'obtenir les limites élastiques en traction, en compression et les modules d'élasticité dans le plan. Cependant il nous manque les modules de cisaillement et les autres modules hors plan. Nous allons les déterminer à l'aide des mesures ultrasonores.

## 2.3.2 Tenseur de Christoffel et mesures ultrasonores

### 2.3.2.1 Tenseur de Christoffel

La caractérisation des matériaux par mesure ultrasonore est une technique de CND très répandue. Elle fait aussi l'objet d'une attention particulière dans les travaux de recherche [GAR11, BUS14, TLK<sup>+</sup>03, LED09]. Elle intervient dans la caractérisation mécanique des matériaux en raison du fait que les propriétés mécaniques sont déduites de la vitesse de propagation des ondes acoustiques dans ces matériaux. La vitesse de propagation des ondes acoustiques dans le matériau dépend du tenseur de rigidité. L'écriture de ce tenseur de rigidité dans le cas de la propagation d'onde est obtenue en utilisant l'équation de propagation d'onde dans un matériau. L'équation du mouvement résulte de l'application du principe fondamental de la dynamique en négligeant les forces d'inertie

et de pesanteur :

$$\rho \frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} = \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} \quad (2.13)$$

où  $\rho$  est la masse volumique du matériau.

En tenant compte de la relation de Hooke généralisée :

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \varepsilon_{kl} \quad (2.14)$$

et en écrivant les déformations en fonction des déplacements :

$$\varepsilon_{kl} = \frac{\partial u_k}{\partial x_l} \quad (2.15)$$

La relation de propagation de l'onde devient alors :

$$\rho \frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} = C_{ijkl} \frac{\partial^2 u_k}{\partial x_j \partial x_l} \quad (2.16)$$

En identifiant  $V$  la vitesse de la phase,  $u_i^0$  la polarisation de l'onde et  $n_i$  les composantes du vecteur directeur de la propagation, la relation (2.16) conduit à l'équation de Christoffel [PER11] :

$$\rho V^2 u_i^0 = C_{ijkl} n_j n_l u_k^0 = \Gamma_{ik} u_k^0 \quad (2.17)$$

où  $\Gamma_{ik}$  est le tenseur de Christoffel. Il décrit la propagation de l'onde élastique dans un milieu solide. Les vitesses de phase et les polarisations de l'onde sont alors les valeurs propres et les vecteurs propres de l'équation de Christoffel [PER11] :

$$\det [\Gamma_{ik} - \rho V^2 \delta_{ik}] = 0 \quad (2.18)$$

où  $\rho$  est la masse volumique du matériau et  $\delta_{ik}$  le symbole de Kronecker. La détermination des composantes du tenseur de Christoffel, à partir du tenseur de rigidité, s'écrit alors :

$$\begin{aligned} \Gamma_{11} &= C_{11}n_1^2 + C_{66}n_2^2 + C_{55}n_3^2 + 2C_{16}n_1n_2 + 2C_{15}n_1n_3 + 2C_{56}n_2n_3 \\ \Gamma_{22} &= C_{66}n_1^2 + C_{22}n_2^2 + C_{22}n_3^2 + 2C_{26}n_1n_2 + 2C_{46}n_1n_3 + 2C_{24}n_2n_3 \\ \Gamma_{33} &= C_{55}n_1^2 + C_{44}n_2^2 + C_{33}n_3^2 + 2C_{45}n_1n_2 + 2C_{35}n_1n_3 + 2C_{34}n_2n_3 \\ \Gamma_{12} &= C_{16}n_1^2 + C_{26}n_2^2 + C_{45}n_3^2 + (C_{12} + C_{66})n_1n_2 + (C_{14} + C_{56})n_1n_3 + (C_{46} + C_{25})n_2n_3 \\ \Gamma_{23} &= C_{56}n_1^2 + C_{24}n_2^2 + C_{34}n_3^2 + (C_{46} + C_{25})n_1n_2 + (C_{36} + C_{45})n_1n_3 + (C_{23} + C_{44})n_2n_3 \\ \Gamma_{13} &= C_{15}n_1^2 + C_{46}n_2^2 + C_{35}n_3^2 + (C_{15} + C_{56})n_1n_2 + (C_{13} + C_{55})n_1n_3 + (C_{36} + C_{45})n_2n_3 \\ \Gamma_{21} &= \Gamma_{12} \\ \Gamma_{32} &= \Gamma_{23} \\ \Gamma_{31} &= \Gamma_{13} \end{aligned} \quad (2.19)$$

Ainsi, connaissant les propriétés mécaniques d'un matériau et donc les composantes du tenseur de Christoffel, il est possible à l'aide de l'équation (2.18) de déterminer les vitesses de propagation des ondes acoustiques dans celui-ci. Ces vitesses sont dépendantes de la nature de l'onde (longitudinale ou transversale) et aussi de la direction de la propagation et de polarisation. On parle alors de problème direct. Le problème inverse, quant à lui, consiste à déterminer les propriétés mécaniques à partir des vitesses de propagation des ondes acoustiques dans le matériau. Dans ce cas de figure, quatre configurations (figure 2.25) permettent de déterminer l'ensemble des vitesses de propagation dans un matériau orthotrope. On obtient alors les relations entre les constantes élastiques et les vitesses de propagation des ondes dans ce matériau telles qu'indiquées dans le tableau 2.11

TABLE 2.11 – Constantes élastiques en fonction de la vitesse de propagation des ondes acoustiques [MIS00]

Direction de Propagation	Polarisation	Type d'onde	Types d'essai géométrique	Tenseur de Christoffel	Relation constante/vitesse
$n_1 = 1$	1	Longitudinale		$\Gamma_{11} = C_{11}$	$C_{11} = \rho V_{11}^2$
$n_2 = 2$	2	Transversale		$\Gamma_{22} = C_{66}$	$C_{66} = \rho V_{12}^2$
$n_3 = 3$	3	Transversale		$\Gamma_{33} = C_{55}$	$C_{55} = \rho V_{13}^2$
$n_1 = 0$	1	Transversale		$\Gamma_{11} = C_{66}$	$C_{66} = \rho V_{21}^2$
$n_2 = 1$	2	Longitudinale		$\Gamma_{22} = C_{22}$	$C_{22} = \rho V_{22}^2$
$n_3 = 0$	3	Transversale		$\Gamma_{33} = C_{44}$	$C_{44} = \rho V_{23}^2$
$n_1 = 0$	1	Transversale		$\Gamma_{11} = C_{55}$	$C_{55} = \rho V_{31}^2$
$n_2 = 0$	2	Transversale		$\Gamma_{22} = C_{44}$	$C_{44} = \rho V_{32}^2$
$n_3 = 1$	3	Longitudinale		$\Gamma_{33} = C_{33}$	$C_{33} = \rho V_{33}^2$
$n_1 = 0$	1	Transversale		$2\Gamma_{11} = C_{55} + C_{66}$	$C_{55} + C_{66} = 2\rho V_{S23}^2$
$n_2 = n_3 = \frac{\sqrt{2}}{2}$	2-3	Quasi-longitudinale Quasi-transversale		$2\Gamma_{22} = C_{22} + C_{44}$ $2\Gamma_{33} = C_{33} + C_{44}$ $2\Gamma_{23} = C_{23} + C_{44}$	$C_{23} = \frac{\sqrt{(C_{22} + C_{44} - \rho V_{S1}^2)(C_{33} + C_{44} - \rho V_{S1}^2)} - C_{44}}{2}$
$n_2 = 0$	2	Transversale		$2\Gamma_{22} = C_{44} + C_{66}$	$C_{44} + C_{66} = 2\rho V_{S13}^2$
$n_1 = n_3 = \frac{\sqrt{2}}{2}$	1-3	Quasi-longitudinale Quasi-transversale		$2\Gamma_{11} = C_{11} + C_{55}$ $2\Gamma_{33} = C_{33} + C_{55}$ $2\Gamma_{13} = C_{13} + C_{55}$	$C_{13} = \frac{\sqrt{(C_{11} + C_{55} - \rho V_{S2}^2)(C_{33} + C_{55} - \rho V_{S2}^2)} - C_{55}}{2}$
$n_3 = 0$	3	Transversale		$2\Gamma_{33} = C_{44} + C_{55}$	$C_{44} + C_{55} = 2\rho V_{S12}^2$
$n_1 = n_2 = \frac{\sqrt{2}}{2}$	1-2	Quasi-longitudinale Quasi-transversale		$2\Gamma_{11} = C_{11} + C_{66}$ $2\Gamma_{22} = C_{22} + C_{66}$ $2\Gamma_{12} = C_{12} + C_{66}$	$C_{12} = \frac{\sqrt{(C_{11} + C_{66} - \rho V_{S3}^2)(C_{22} + C_{66} - \rho V_{S3}^2)} - C_{66}}{2}$

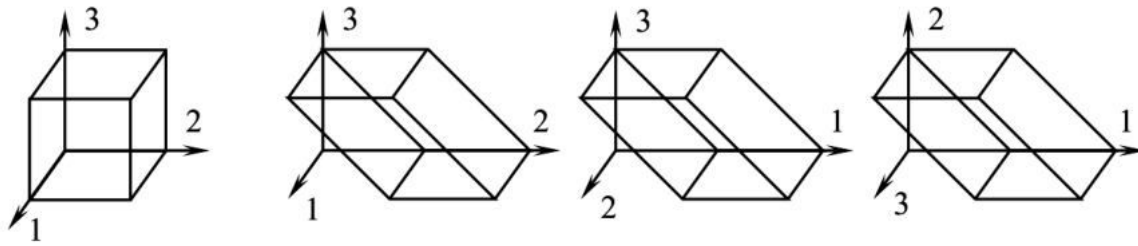


FIGURE 2.25 – Formes géométriques des éprouvettes de mesure par ultrasons

Une fois les constantes du tenseur de rigidité calculées, les propriétés mécaniques du matériau sont obtenues à partir des relations suivantes :

— Les modules élastiques :

$$E_1 = \frac{D}{C_{22} \cdot C_{33} - C_{23}^2}; \quad E_2 = \frac{D}{C_{11} \cdot C_{33} - C_{13}^2}; \quad E_3 = \frac{D}{C_{11} \cdot C_{22} - C_{12}^2} \quad (2.20)$$

— Les modules de cisaillement :

$$G_{23} = C_{44}; \quad G_{13} = C_{55}; \quad G_{12} = C_{66} \quad (2.21)$$

— Les coefficients de Poisson :

$$\begin{aligned} \nu_{23} &= \frac{-E_2(C_{12} \cdot C_{13} - C_{23} \cdot C_{11})}{D} & \nu_{13} &= \frac{-E_1(C_{12} \cdot C_{23} - C_{13} \cdot C_{22})}{D} & \nu_{12} &= \frac{-E_1(C_{13} \cdot C_{23} - C_{13} \cdot C_{33})}{D} \\ \nu_{32} &= \frac{-E_3(C_{12} \cdot C_{13} - C_{23} \cdot C_{11})}{D} & \nu_{31} &= \frac{-E_3(C_{12} \cdot C_{23} - C_{13} \cdot C_{22})}{D} & \nu_{21} &= \frac{-E_2(C_{13} \cdot C_{23} - C_{13} \cdot C_{33})}{D} \end{aligned} \quad (2.22)$$

avec  $D = C_{11} \cdot C_{22} \cdot C_{33} - C_{11} \cdot C_{23}^2 - C_{22} \cdot C_{13}^2 - C_{33} \cdot C_{12}^2 - 2C_{23} \cdot C_{13} \cdot C_{12}$ .

### 2.3.2.2 Mesures ultrasonores

La caractérisation des matériaux par ultrasons impose des dimensions particulières pour les éprouvettes de mesure. Ces éprouvettes identiques aux configurations de la figure 2.25 sont des plaques composites d'épaisseurs significatives. En effet ces épaisseurs doivent être supérieures au diamètre des transducteurs piezoélectriques utilisés pour l'émission et la réception des ondes acoustiques. Pour la fabrication de ces plaques « épaisses » en LRI, un protocole particulier a été mis en œuvre. Les figures 2.26 et 2.27 illustrent les dimensions et le dispositif d'infusion de ces plaques épaisses. La séquence d'empilement est constituée de 50 plis tous orientés suivant l'angle  $0^\circ$ .

La plaque ainsi mise en œuvre est constituée de 5 blocs de 10 plis chacun. Soit au total 50 plis avec une épaisseur attendue  $e = 18,50 \text{ mm}$ . Le principe est que la résine est drainée à partir du centre de la plaque. Un trou de diamètre  $d = 10 \text{ mm}$  au centre permet à la résine de se présenter sur toute



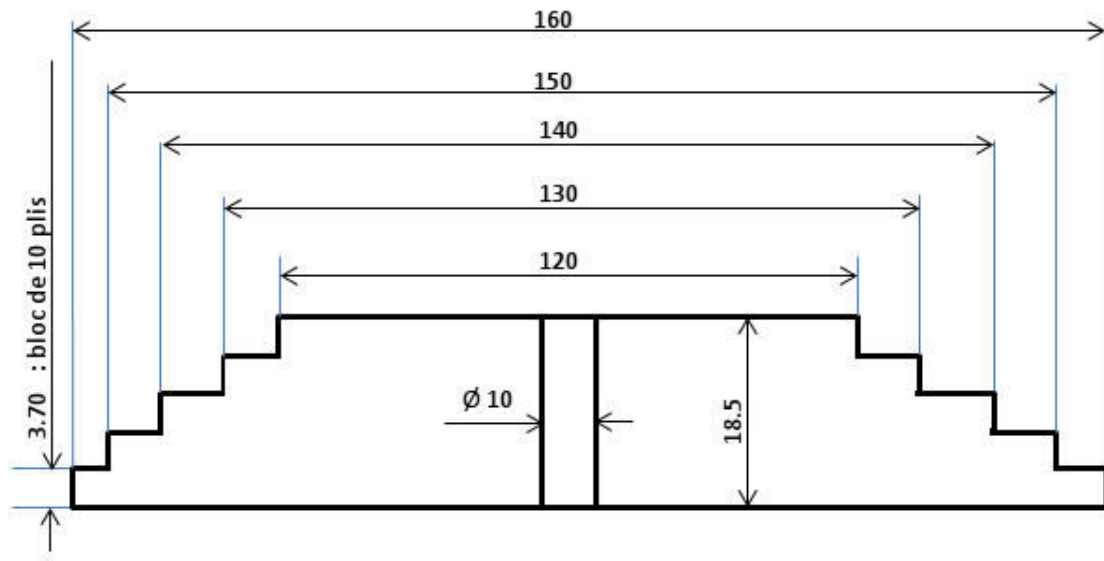
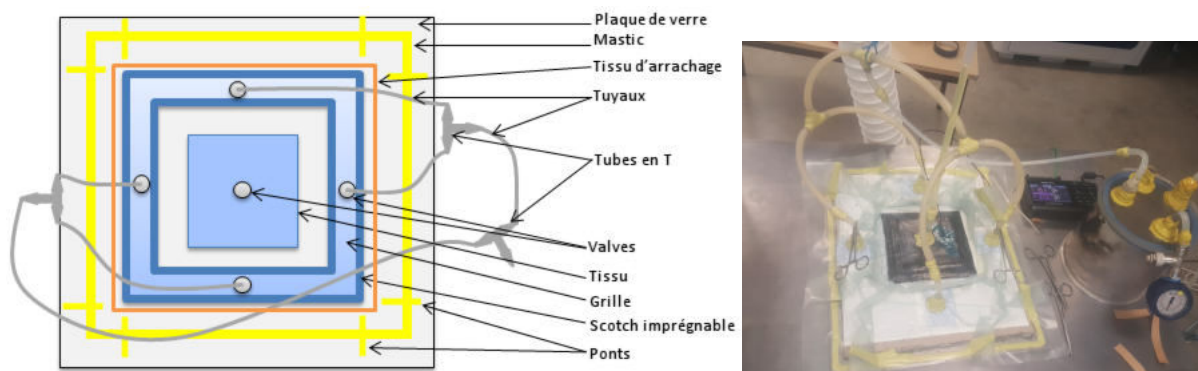
FIGURE 2.26 – Dimensions en *mm* de la plaque épaisse

FIGURE 2.27 – Dispositif d'infusion de la plaque épaisse

l'épaisseur de la plaque. L'aspiration du vide et donc de la résine est faite par 4 valves d'aspiration qui permettent de faire un vide périphérique (une de chaque côté des tissus comme illustré sur la figure 2.27). On n'utilise pas de tissu drainant car on souhaite que la résine soit infusée à travers toute l'épaisseur de la plaque, sans qu'un drainage en surface ne provoque une trop grande disparité de la vitesse selon l'épaisseur. Une fois la plaque épaisse mise en œuvre, elle est découpée suivant les configurations géométriques de la figure 2.25 et elle est prête à être caractérisée.

La caractérisation par propagation des ondes ultrasonores par contact direct consiste à faire passer à l'aide de deux transducteurs (émetteur et récepteur) une onde acoustique à travers un matériau, et, mesurer la vitesse de transmission de l'onde dans le matériau. Ensuite, à l'aide des relations du tableau 2.11, les constantes élastiques sont calculées à partir de la vitesse de transmission et la masse volumique du matériau. Le dispositif de mesure est représenté sur la figure 2.28. Il est constitué d'un générateur d'onde Sofranel 5800 dont les réglages sont représentés dans le tableau 2.12, d'un oscilloscope numérique et de deux paires de transducteurs : une pour les ondes longitudinales et l'autre les ondes transversales.

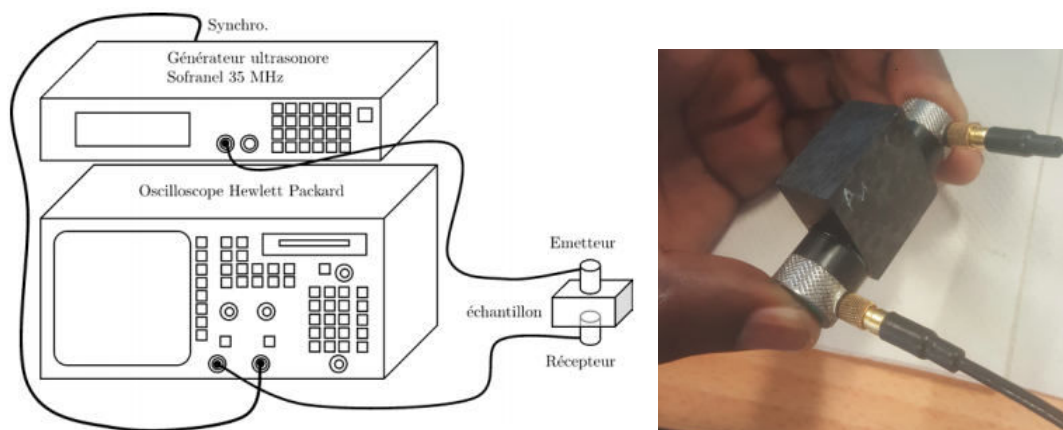


FIGURE 2.28 – Dispositif de mesure ultrasonore

TABLE 2.12 – Réglage du générateur d'onde

Mode	Transmission
Fréquence de récurrence	5 kHz en onde longitudinale 2 kHz en onde transversale
Puissance	100 $\mu J$
Fréquence de coupure haute	1 kHz
Fréquence de coupure basse	35 MHz
Atténuation entrée	20 dB
Atténuation sortie	0 dB
Gain	20 dB
Sensibilité	45,9 dB
Amortissement	15 $\Omega$

### 2.3.2.3 Résultats

L'orthotropie et la symétrie du matériau nous permettent de déterminer 9 vitesses de propagation des ondes acoustiques nécessaires pour la détermination des 9 composantes de la matrice de rigidité. Cependant, la nature équilibrée du tissu de carbone G0926 conduit à une équivalence de comportement dans les directions  $Ox$  et  $Oy$  ainsi que dans les plans  $(xz)$  et  $(yz)$ . Ceci nous permet d'obtenir les relations suivantes :

$$V_{11} = V_{22}; \quad V_{13} = V_{23}; \quad V_{S1} = V_{S2} \quad (2.23)$$

En définitive, 6 vitesses permettent de déterminer l'ensemble des constantes élastiques. Ces vitesses ont été déterminées et sont présentées dans le tableau 2.13.

TABLE 2.13 – Vitesses de propagation des ondes acoustiques mesurées dans le composite G0926/SR1710 en  $m.s^{-1}$ 

$V_{11}$	$V_{33}$	$V_{12}$	$V_{13}$	$V_{S1}$	$V_{S2}$
6973	2893	2298	1729	2296	4833

Les relations du tableau 2.11 permettent à partir de la masse volumique  $\rho = 1503,42 \text{ kg/m}^3$  du composite de déterminer les composantes de la matrice de rigidité. Une fois ces constantes déterminées, les propriétés mécaniques sont déduites. On obtient alors les valeurs contenues dans le tableau 2.14.

TABLE 2.14 – Caractéristiques mécaniques calculées

$E_1 = E_2(\text{GPa})$	$E_3(\text{GPa})$	$G_{12}(\text{GPa})$	$G_{13} = G_{23}(\text{GPa})$	$\nu_{12}$	$\nu_{13} = \nu_{23}$
68,94	11,06	7,61	4,31	0,21	0,31

Cette phase consacrée à la caractérisation mécanique nous a permis de déterminer les propriétés mécaniques de nos plis composites. Les essais de traction et de compression nous ont permis de déterminer les modules d'élasticité dans les directions 1 et 2. On remarque que ces valeurs sont égales en raison de la nature équilibrée des tissus de carbone utilisés. Ces essais nous ont aussi permis de déterminer les limites élastiques en traction et en compression ainsi que les coefficients de Poisson dans le plan. La caractérisation par mesure ultrasonore quant à elle, en plus des modules d'élasticité et des coefficients de Poisson, nous a aussi permis de déterminer le module d'élasticité dans la direction 3 ainsi que les modules de cisaillement. On remarque une concordance des résultats issus de ces différents essais concernant des modules d'élasticité et les coefficients de Poisson.

## 2.4 Essais d'impact

Dans cette section, nous soumettons les plaques composites à des impacts dans le but de mettre en évidence leur comportement à l'impact. Le cadre et les objectifs de l'étude étant ceux de l'aéronautique, les énergies d'impact choisies doivent être représentatives des cas réels constatés. Ces cas réels correspondent, à la chute des outils sur le fuselage, la chute de grêlons, les travaux de maintenance, les impacts d'oiseaux etc... Les énergies associées à ces cas réels vont de quelques unités de Joules à quelques centaines de Joules. Nous avons défini dans cette étude des gammes d'énergies capables de balayer toute cette plage. Ceci a permis d'établir deux principaux types d'impacts : les impacts basse vitesse/basse énergie (BV/BE) et ceux dits haute vitesse/haute énergie (HV/HE). Nous avons cependant défini une énergie commune aux deux gammes. Cette énergie constitue la borne supérieure pour les impacts BV/BE alors qu'elle représente pour les impacts HV/HE la borne inférieure. Le but ici est de comparer les comportements de la structure composite pour deux cas d'études. Les énergies utilisées pour chaque type d'impact sont consignées dans le tableau 2.15. Rappelons que les impacts BV/BE sont réalisés au moyen d'une masse tombante. Tandis que les impacts HV/HE sont réalisés au moyen d'un lanceur à gaz.

### 2.4.1 Concession sur la taille des éprouvettes

La norme ASTM7136 définit les dimensions des éprouvettes assujetties à des tests d'impact BV/BE. Cependant puisque nous voulons corréler le comportement du composite à l'énergie d'impact quel

TABLE 2.15 – Types d'impact et énergies utilisées

Types d'impacts	Énergie (J)		
	BV/BE	HE/HV	
BV/BE	20	40	50
HE/HV	50	100	120

que soit le type d'impact, nous nous affranchissons de cette norme. De plus, les contraintes liées aux dispositifs expérimentaux nous obligent à utiliser les mêmes dimensions de plaque tant pour les tests d'impact BV/BE que pour les impact HE/HV. Ainsi au lieu de travailler avec des plaques de dimensions  $150 \times 100 \times 4,44 \text{ mm}^3$  comme le préconise la norme sus-citée, nous travaillerons avec des plaques de dimensions  $180 \times 120 \times 4,44 \text{ mm}^3$ .

## 2.4.2 Essais d'impact BV/BE

### 2.4.2.1 Dispositif expérimental

Il s'agit ici d'un système constitué d'une tour de chute MTT (Material Testing Technologie) et d'une masse tombante au bout de laquelle se trouve l'impacteur (figure 1.40 page 36). L'impacteur est de forme hémisphérique et de rayon  $8 \text{ mm}$ .

Pour la réalisation des tests, nous avons utilisé deux masses. L'une de  $3 \text{ kg}$  pour les impacts de  $20 \text{ J}$  et la seconde de  $6 \text{ kg}$  pour les impacts de  $40$  et  $50 \text{ J}$ . L'ensemble des paramètres et conditions d'expérience sont consignés dans le tableau 2.16.

TABLE 2.16 – Paramètres et conditions d'essai

Matériel d'essai	caractéristiques ou réglages
Impacteur	$\varnothing = 16 \text{ mm}$
	Forme hémisphérique
	Matériau : acier $R_m = 2000 \text{ MPa}$
Masse	$3 \text{ kg}$ et $6 \text{ kg}$
Éprouvette	Dimensions : $180 \times 120 \times 4,44 \text{ mm}^3$
Salle	Température : ambiante

Afin de valider la vitesse de l'impacteur au moment de l'impact, nous avons rajouté au dispositif expérimental des caméras rapides (figure 2.29). Il est important de les valider expérimentalement car ce sont ces vitesses d'impact qui seront utilisées lors de la modélisation numérique.

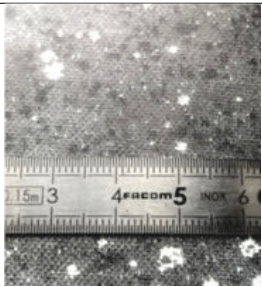

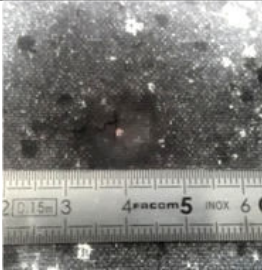
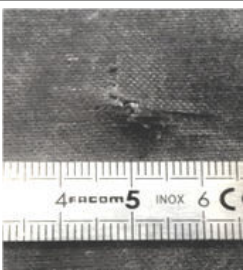
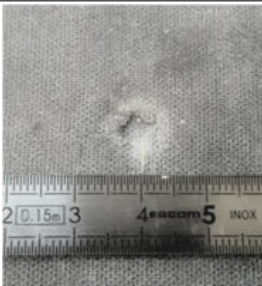
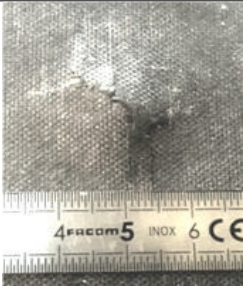


FIGURE 2.29 – Dispositif expérimental des impacts BV/BE avec caméras rapides

#### 2.4.2.2 Endommagements visibles

La mise en évidence, post-mortem, des endommagements visibles ou externes du composite se fait dans un premier temps au moyen d'un contrôle visuel. Les images sont consignées dans le tableau 2.17 montrant les aspects visuels des plaques sur leur face avant (coté impacté) et arrière (coté opposé) après impact. On remarque que pour les énergies 40 et 50 J, les endommagements sont bien visibles tant sur la face avant que sur celle arrière. Tandis que pour la plaque soumise à l'impact de 20 J, la face avant ne présente pratiquement pas de trace d'endommagement visible à l'œil, par contre sur sa face arrière on remarque un petit bossage.

TABLE 2.17 – Photographies post-mortem des plaques composites

	Face avant	Face arrière
20 J		
40 J		
50 J		

Dans un second temps, il est question d'évaluer l'indentation résiduelle laissée par le projectile sur la face impactée de la plaque composite. Sa détermination se fait au moyen d'un dispositif de digitalisation par triangulation à l'aide des systèmes Atos et Tritop (voir [KPB12,GAL05,STBD10]). Le système Tritop permet l'acquisition de coordonnées 3D par photogrammétrie 3D et le système Atos permet la numérisation de surface par projection de franges. Le système Tritop est composé d'un appareil photo 12 Mégapixels couplé à un algorithme de triangulation. Des règles (figure 2.30) permettent la mise à l'échelle de l'ensemble, et les croix munies de point codés permettent de créer un repère. Les points, initialement non codés (gommettes), sont alors repérés dans le repère réalisé. Ils deviennent alors des points connus et serviront de référence lors de la digitalisation. La plaque positionnée dans le repère est balayée comme illustré sur la figure 2.31 par un réseau de franges calibrées qui sont déformées par la géométrie de la surface de la plaque. Deux caméras CCD filment cette déformation et grâce à un algorithme de polygonisation, la facettisation de la pièce est créée dans les moindres détails. Dans le cas de la construction du maillage de la surface impactée, nous choisissons de ne pas utiliser de filtres pour la polygonisation afin de ne pas perdre d'informations



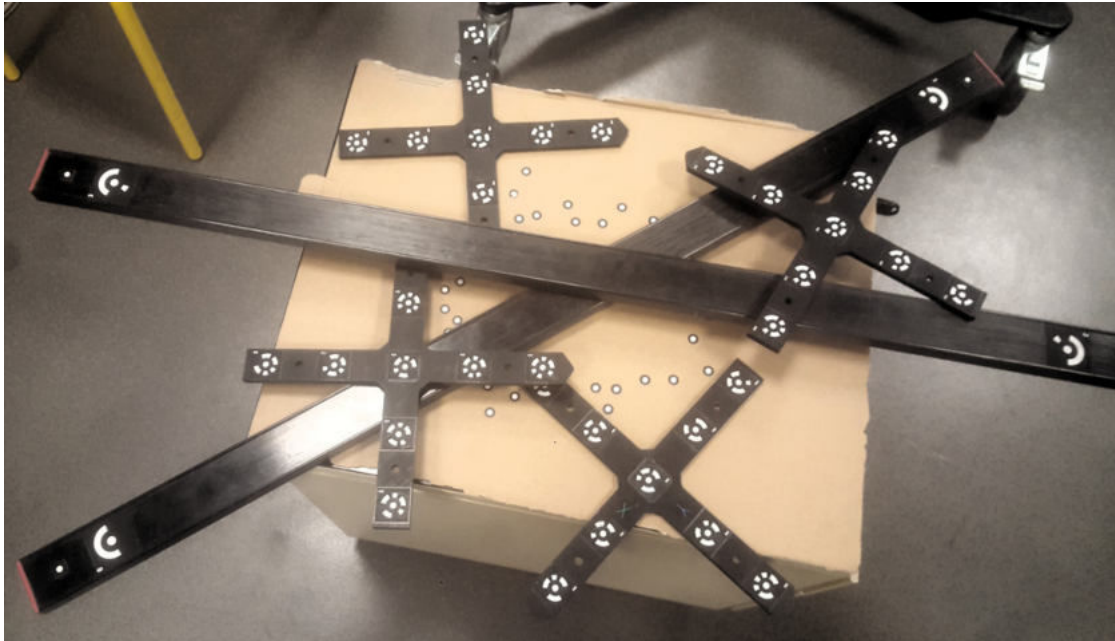


FIGURE 2.30 – Dispositif de triangularisation du système Tritop

concernant l'indentation résiduelle.

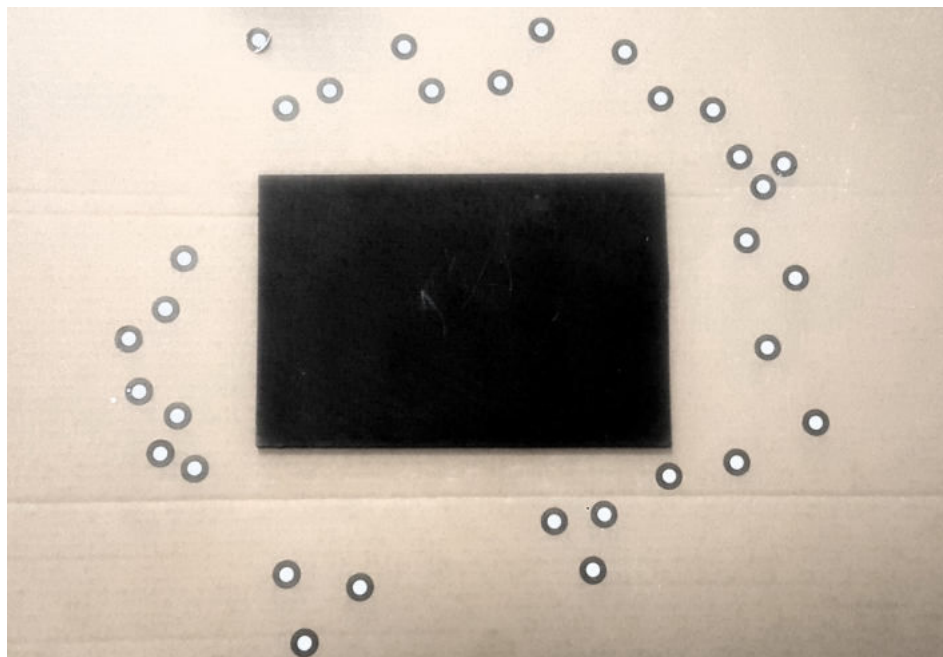


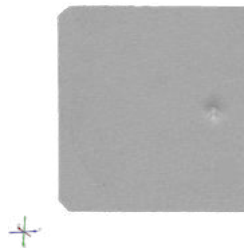
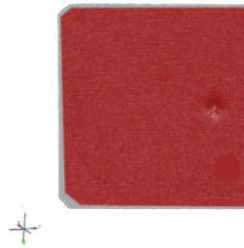
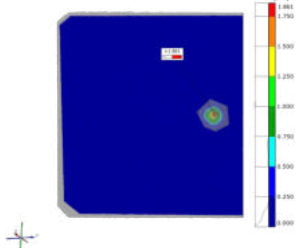
FIGURE 2.31 – Plaque dans le repère

Le post-traitement est fait à l'aide des étapes présentées dans le tableau 2.18.

#### — Polygonisation

La polygonisation est obtenue à la suite de la digitalisation de la face impactée de l'éprouvette. Il

TABLE 2.18 – Étapes de post-traitement pour la détermination de l'lr

Étapes	Résultats
polygonisation	
plan de référence	
écart max au plan de référence	

n'est pas nécessaire de filmer toute la face de la plaque.

— Définition du plan de référence

On définit un plan sur la surface polygonisée de la plaque, sans prendre en compte la zone d'impact. Pris comme référence, il permet alors de mettre en relief les points non situés dans ce plan.

— Détermination de l'écart maximal.

On peut remarquer que la zone de l'écart maximal se trouve bien dans la zone impactée. Pour calculer cet écart, on recentre la surface de référence sur la zone impactée et on obtient alors un écart optimal. Cet écart correspond à l'indentation résiduelle recherchée. Après avoir appliqué cette procédure à chaque éprouvette selon la gamme d'énergie d'impact, le résultat des indentations résiduelles moyennes obtenues est consigné dans le tableau 2.19.

On remarque que la taille de l'indentation résiduelle dépend de l'énergie d'impact. Plus précisément dans le cas de l'impact à l'énergie 20 J, l'indentation résiduelle est inférieure à 0,3 mm. Cette énergie



TABLE 2.19 – Indentation résiduelle des impact BV

Énergie d'impact	Éprouvettes	Ir (en <i>mm</i> )
20 <i>J</i>	E1	0,220
	E2	0,266
	E3	0,230
	Moyenne	0,24
	Écart-type	0,024
40 <i>J</i>	E1	1,033
	E2	0,960
	E3	0,950
	Moyenne	0,981
	Écart-type	0,045
50 <i>J</i>	E1	1,861
	E2	1,751
	Moyenne	1,806
	Écart relatif en %	3,04

d'impact pourrait donc être considérée comme une énergie BVID pour ce composite. Par ailleurs, pour une différence d'énergie de 10 *J*, la taille de l'indentation résiduelle passe du simple au double pour des impacts d'énergie 40 *J* à 50 *J*.

### 2.4.2.3 Endommagements internes

Pour pouvoir accéder à la visualisation des endommagements internes des composites nous avons utilisé la thermographie infrarouge. Le dispositif expérimental utilisé est celui illustré sur la figure 2.32. Le principe de cette étude consiste à transmettre à l'éprouvette des ondes thermiques issues d'une lampe halogène. Pour une réception optimale du flux thermique dans l'éprouvette, celle-ci est placée juste devant la lampe halogène. La caméra infrarouge située à 95 *cm* de l'éprouvette analyse ensuite le champ thermique dans cette dernière. La caméra FLIR MWIR a un plan focal de  $196 \times 220$  pixels. Pour une session de mesure et d'analyse de 30 secondes au total, l'éprouvette reçoit un flux thermique (montée en température) durant 10 secondes et les 20 secondes suivantes sont réservées à la diffusion (descente en température) de ce flux dans l'éprouvette avec mise en évidence de la zone endommagée. La fréquence d'enregistrement utilisée est 50 *Hz*. Les plaques étant considérées comme des corps quasi noirs, leur émissivité est fixée à 0,96. La température de la salle est fixée à la température ambiante et les mesures sont faites lumières éteintes pour éliminer les sources de radiation autres que celle des lampes halogènes.

Après la mesure, les données sont enregistrées dans un film qui dure 30 secondes. Le post traitement du film permet alors de délimiter « clairement » la zone endommagée. La procédure, basée sur un traitement d'images à l'aide d'un programme Python, est la suivante :



FIGURE 2.32 – Dispositif expérimental de la thermographie infrarouge

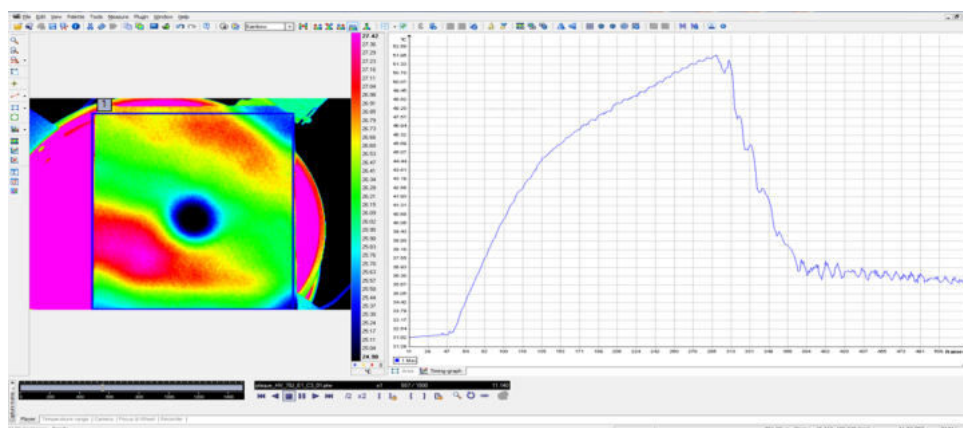
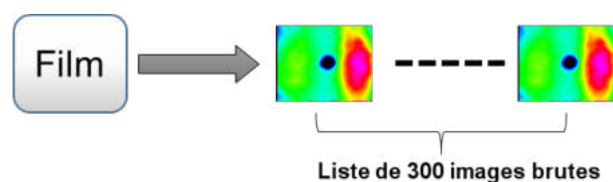


FIGURE 2.33 – Extraction de l'évolution temporelle de la température avec le logiciel Altair

- Première étape : Elle consiste à générer un ensemble d'images à partir du film. Ceci permet de générer une liste de 300 images utiles.



- Deuxième étape : Pour chaque image on applique un recadrage suivi d'un seuillage qui permet d'obtenir des images en deux niveaux de noir et blanc.



- Troisième étape : Avec la liste des images seuillées obtenue précédemment, on détermine la zone endommagée pour chaque image. Pour ce faire, on admet que la surface occupée par les pixels noirs représente la surface endommagée. Le calcul étant fait pour chaque image, on retiendra comme résultat la valeur maximale. La valeur de la surface obtenue étant en  $pixel^2$ , une conversion liée à la résolution spatiale et au plan focal de la caméra permet d'obtenir la valeur de la surface en  $mm^2$ . Les résultats obtenus pour les impacts BV/BE d'énergie 20, 40 et 50 Joules sont reportés dans les graphes 2.34 et le tableau 2.20.

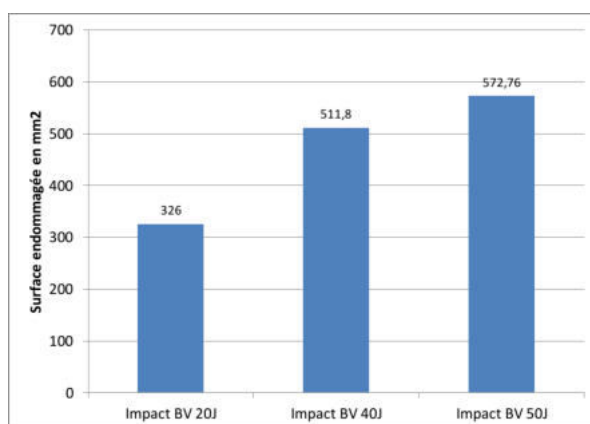


FIGURE 2.34 – Zones endommagées moyennes en fonction des énergies d'impact

TABLE 2.20 – Valeurs moyennes des zones endommagées

Énergie d'impact	Éprouvettes	Surface endommagée (en $mm^2$ )
20 J	E1	327,96
	E2	330,48
	E3	322,00
	Moyenne	326,81
	Écart-type	4,35
40 J	E1	577,80
	E2	548,28
	E3	409,32
	Moyenne	511,80
	Écart-type	89,96
50 J	E1	537,84
	E2	607,68
	Moyenne	572,76
	Écart relatif en %	6,09

Comme on s'y attendait on remarque que la taille de la zone endommagée augmente avec l'énergie d'impact. Il est aussi à remarquer que l'écart-type pour les plaques impactées à 40 J a une valeur assez élevée, ce qui semble être lié au résultat de l'éprouvette E3. Une explication possible de ce résultat semble liée aux erreurs lors de la mesure mais aussi au matériau et à sa fabrication.

## 2.4.3 Essais d'impact HV/HE

### 2.4.3.1 Dispositif expérimental

Si lors des essais d'impact BV/BE on définit l'énergie d'impact sur la base de l'énergie potentielle, et donc de la masse de l'impacteur et de sa hauteur de chute, dans ceux à HV/HE, l'énergie est définie à partir de l'énergie cinétique de l'impacteur et donc de la vitesse et de la masse de l'impacteur. Le dispositif expérimental (figure 2.35) est constitué principalement d'un lanceur à gaz. Pour la mesure de la vitesse du projectile juste avant l'impact nous avons utilisé des caméras rapides et des lampes froides pour l'éclairage.

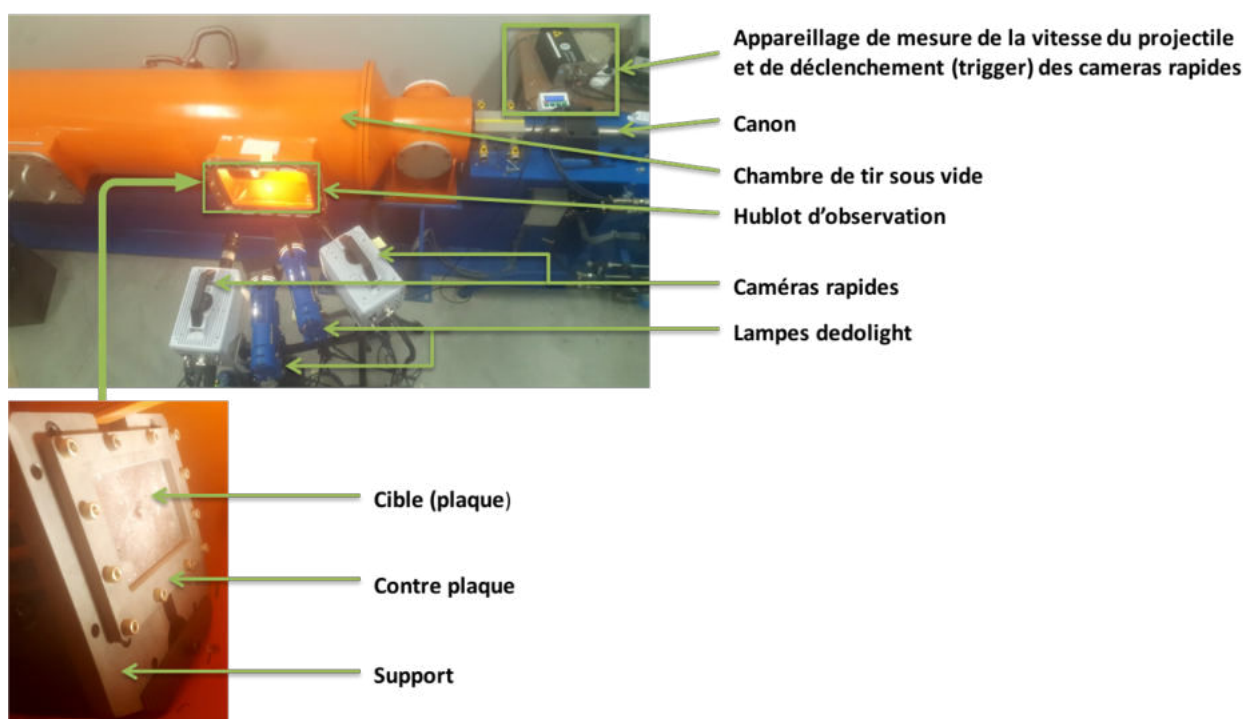


FIGURE 2.35 – Dispositif expérimental des essais d'impact HV/HE

Pour la réalisation des tests, nous utilisons des billes en acier (figure 2.36) de masse 16,8 g et de diamètre  $\varnothing = 16 \text{ mm}$ . Elles sont peintes en blanc puis tachetées de noir afin d'être facilement repérables sur les films des caméras rapides. Les énergies d'impact adoptées sont 50, 100 et 120 J. L'ensemble des paramètres et conditions d'expérience est consigné dans le tableau 2.21.

Avant de réaliser les tests sur composite, il a fallu calibrer le lanceur pour déterminer la relation

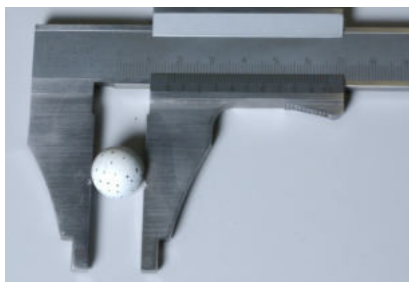


FIGURE 2.36 – Projectile d'impact HV/HE

TABLE 2.21 – Paramètres et conditions d'essai

Matériel d'essai	Caractéristiques ou réglages
Impacteur	$\varnothing = 16 \text{ mm}$
	Matériau : acier $R_m = 2000 \text{ MPa}$
Masse	16,8 g
Vitesses d'impact ( $m/s$ )	77, 109 et 120
Éprouvette	Dimensions : $180 \times 120 \times 4,44 \text{ mm}^3$
Salle	Température : ambiante
Chambre de tir	Sous vide
Sabot	Masse 13,2 g, et diamètre $\varnothing = 20 \text{ mm}$

entre la pression du gaz et la vitesse du projectile. Pour cela des tirs à vide sont effectués et à chaque fois on relève la vitesse de l'ensemble sabot-projectile à l'aide d'un dispositif de mesure de vitesse comportant une double barrière laser et un traitement numérique utilisant une carte Arduino, ainsi que la vitesse du projectile au niveau de la zone d'impact à l'aide des caméras rapides. Cette procédure permet de valider les vitesses du projectile et les énergies d'impact. Le tableau 2.22 présente les vitesses et les énergies d'impact obtenues en fonction des pressions de tir.

TABLE 2.22 – Vitesses (en  $m/s$ ) et énergies d'impact (en Joules)

Pression	Diaphragme du canon	Vitesse Arduino	Vitesse caméra rapide	Énergie d'impact
44 bar	3	76,3	77,6	50,76
60 bar	3	96,2	108,9	99,97
45 bar	4	107	120,3	122

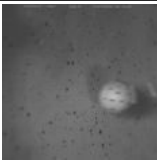
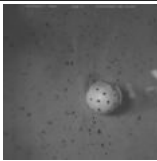

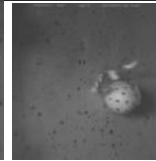
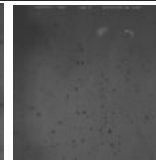
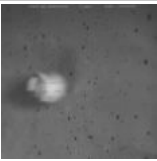
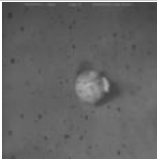

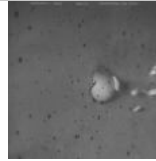
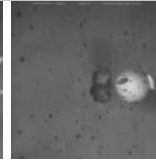
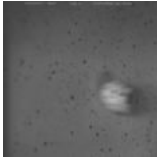
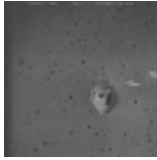
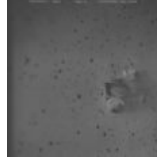
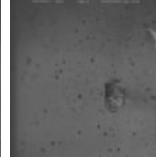
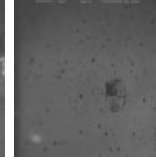
Comme montré dans le tableau 2.22, les vitesses mesurées par le dispositif Arduino et celles mesurées sur les films diffèrent, ce qui tend à traduire le fait que le dispositif expérimental de mesure de vitesse développé au cours de ces travaux de thèse devra être amélioré par la suite, notamment en mesurant la vitesse après la bouche du canon et non entre 10 et 20 cm avant celle-ci (il semble que le projectile accélère encore dans cette zone) et en utilisant un ESP32, environ 15 fois plus rapide en vitesse de traitement. Néanmoins, ce point n'est pas pénalisant pour la suite de l'étude dans la mesure où les caméras rapides pourront nous donner une évaluation plus précise de la vitesse du projectile. La principale raison de la présence de la barrière optique et de l'Arduino consiste à détecter le passage du projectile et à piloter le déclenchement de l'enregistrement des caméras,

ce qui s’est avéré concluant sur l’ensemble des essais expérimentaux réalisés. Les vitesses et les énergies obtenues sont conformes à celles souhaitées.

2.4.3.2 Déroulement des impacts

Nous présentons ici les phénomènes observés durant l’impact. Pour cela il est intéressant de voir le comportement de la plaque dès le contact avec le projectile, pendant et après l’impact. Cette analyse repose sur la visualisation des images relevées par la caméra rapide durant l’impact. La camera est réglée pour prendre 5 400 images par seconde avec une résolution de 1024 × 1024 pixels. Les images relevées durant l’impact pour chaque énergie sont présentées dans le tableau 2.23.

TABLE 2.23 – Images successives lors de l’impact

Énergie	Déroulement de l’impact					Perforation
50 J						Non
100 J						Presque
120 J						Oui

Nous rappelons que lors d’une sollicitation d’impact à grande vitesse, les phénomènes vibratoires interviennent fortement dans la plaque. Ceci est dû intrinsèquement à la nature de la sollicitation qui ici est de nature dynamique rapide. Pour chaque énergie d’impact, nous faisons les observation suivantes.

Impact HV/HE à 50 J

La projectile lorsqu’il entre en contact avec la plaque transmet progressivement à cette dernière son énergie cinétique qui est dissipée sous forme d’énergie d’endommagement et d’énergie de déformation. Les principaux endommagements observés et visibles sont localisés sur la face arrière de la plaque. Lorsque l’énergie interne (somme de l’énergie de déformation et de l’énergie d’endommagement) atteint la valeur maximale, cela correspond à la valeur minimale (presque nulle) de l’énergie cinétique du projectile. La plaque ayant été sollicitée en flexion, elle réagit comme un ressort et relâche une

partie de son énergie interne sur le projectile sous forme cinétique. C'est cette énergie qui permet à ce dernier d'effectuer le chemin inverse sans perforation de la plaque dans le sens inverse à l'impact.

### Impact HV/HE à 100 J

Du fait de sa vitesse et donc de son énergie cinétique, le projectile dès son entrée en contact avec la plaque cause des endommagements. Le projectile pénètre ainsi la plaque, entraînant la rupture des plis sur la face d'impact tandis que sur la face arrière on observe un « splitting » important. L'énergie interne de la plaque atteint sa valeur maximale au moment où le projectile a une énergie cinétique presque nulle. Sous l'effet de sa raideur interne elle retransmet cette énergie interne au projectile, qui n'ayant pas pu perforer complètement la plaque est repoussé hors de la plaque dans le sens inverse à l'impact.

### Impact HV/HE à 120 J

Avec une vitesse de 120 m/s le projectile transperce la plaque. En effet, son énergie cinétique étant très grande, la plaque est trop endommagée au moment où elle libère son énergie interne, le projectile est déjà passé à travers, et le retour élastique n'a pour effet que de refermer le trou central.

#### 2.4.3.3 Endommagements externes

L'aspect visuel des plaques après impact est reporté dans le tableau 2.24. Le premier constat est que pour les impacts HV/HE toutes les plaques post-mortem présentent sur leur face arrière un splitting dont l'étendue croît avec l'énergie d'impact. On constate aussi que pour les énergies 100 J et 122 J les plaques sont presque ou complètement perforées. Tandis que pour les impacts de 50 J, l'empreinte sur la face avant n'est pas très visible. Pour le cas de la perforation complète, le trou laissé par le projectile sur la face avant présente des dimensions inférieures à celles du projectile.



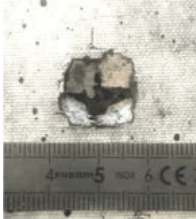
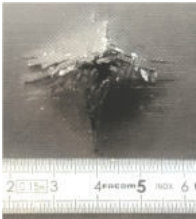
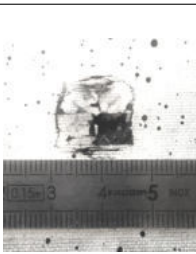
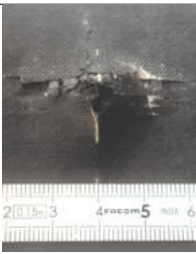
Nous avons tout de même déterminé les indentations résiduelles (tableau 2.25) en utilisant le même protocole (système ATOS-TRITOP) que celui des impacts BV.

TABLE 2.25 – Indentation résiduelle de l'impact HV de 50 J

Énergie d'impact	Éprouvettes	Ir (en mm)
50 J	E1	0,205
	E2	0,196
	Moyenne	0,2
	Écart relatif en %	2,244

Contrairement à l'impact BV/BE avec la même énergie d'impact, on constate que l'indentation résiduelle dans le cas de l'impact HV/HE est très faible mais est proche de celle observée lors d'un impact BV/BE avec une énergie de 20 J. Ceci pourrait s'expliquer par la masse du projectile et du très faible temps d'interaction entre ce dernier et la plaque.

TABLE 2.24 – Endommagements externes des plaques après impact HV/HE en fonction de l'énergie d'impact

Énergie d'impact	Face avant	Face arrière
50 J		
100 J		
120 J		

#### 2.4.3.4 Endommagements internes

Comme dans le cas des impacts BV, nous avons utilisé la thermographie infrarouge pour la détermination des zones endommagées. Le post-traitement des images thermiques obtenues conduit aux résultats contenus dans le graphe (figure 2.37) et le tableau 2.26.

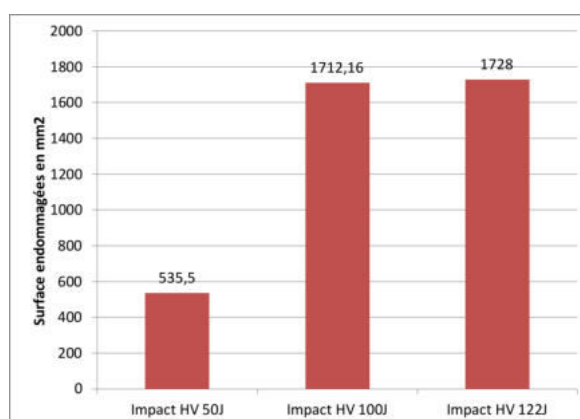


FIGURE 2.37 – Zones endommagées en fonction des énergies d'impact



TABLE 2.26 – Valeurs moyennes des zones endommagées

Énergie d'impact	Éprouvettes	Surface endommagée (en $mm^2$ )	Écart relatif en %
50 J	E1	551,52	3
	E2	519,48	
	Moyenne	535,50	
100 J	E1	1682,64	1,72
	E2	1741,68	
	Moyenne	1712,16	
120 J	E1	1728,72	/

Comme pour les impacts BV/BE, la taille de la zone endommagée augmente avec l'énergie d'impact. Les valeurs des écart relatifs restent inférieures à 5% ce qui traduit une homogénéité des résultats et du comportement des plaques soumises à la même énergie d'impact. On remarque enfin que malgré la perforation, la taille de la zone endommagée reste très importante. Cela trouve sa justification par la forme de l'impacteur.

#### 2.4.4 Synthèse des endommagements d'impact

Sur les graphes de la figure 2.38 on observe une évolution de la taille des zones endommagées en fonction des types et énergie d'impact. Globalement on peut conclure que les tailles des zones endommagées augmentent avec les énergies d'impact. Dans le cas des grandes énergies d'impact HV/HE, les tailles des zones endommagées semblent devenir constantes. Il reste toutefois intéressant de multiplier les essais d'impact BV/BE et HV/HE dans les zones de transition et au delà de 120 J. Cela permettra un lissage de la courbe d'évolution de la taille des zones endommagées en fonction de l'énergie d'impact (quelque soit le type) et d'aboutir à une modélisation analytique de corrélation de la taille de la zone endommagée en fonction de l'énergie d'impact.

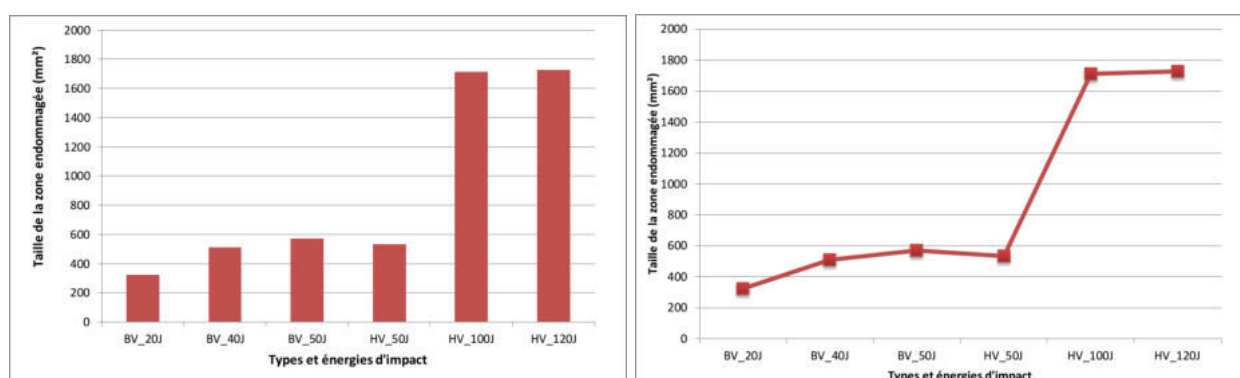


FIGURE 2.38 – Synthèse des surfaces endommagées

## 2.5 Essais de Compression après impact

L'essai de CAI a été conçu initialement en vue de la qualification des structures composites. Ainsi, Boeing, dans les années 70 a proposé l'essai de CAI avec une configuration particulière se rapprochant d'un essai de compression sur panneau raidi impacté entre les raidisseurs [KELM11]. Il est question de déterminer par le biais des essais de compression, les propriétés mécaniques résiduelles des plaques composites endommagées par des impacts. Il sera d'ailleurs intéressant de mettre en évidence la variation de ces propriétés d'une part en fonction du type d'impact, et d'autre part en fonction de la taille de la zone endommagée.

### 2.5.1 Dispositif expérimental et norme

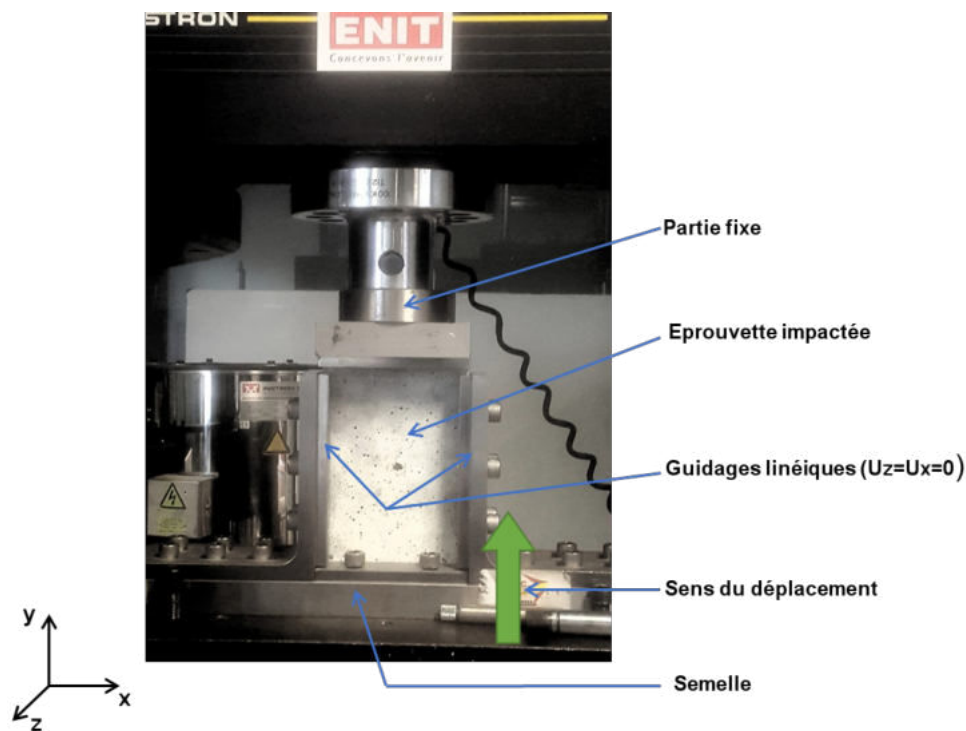


FIGURE 2.39 – Dispositif expérimental de CAI

Nous rappelons que nous nous sommes affranchis des obligations de la norme ASTM7136 qui imposent les dimensions des éprouvettes d'impact. Afin de respecter celle (ASTM D7137/D7137M-17) qui définit les dimensions des éprouvettes de CAI nous avons dû découper les plaques après impact. Le dispositif expérimental de CAI (figure 2.39) comporte un corps, composé lui-même d'une semelle et de deux montants permettant le maintien de l'éprouvette. Ces deux montants permettent aussi un serrage linéique qui assure le non flambement de la plaque lors de l'essai. La partie fixe doit être soigneusement positionnée sur le haut de la pièce de façon à éviter une rotation lors du transfert de charge. La partie basse du montage est soumise à un déplacement induit par la machine électromécanique de chargement statique Instron d'une capacité de 100 kN. La machine d'essai ef-

fectue un mouvement de translation à une vitesse de  $0,5 \text{ mm/min}$ . L'essai se poursuit jusqu'à rupture de l'éprouvette impactée. Pour valider l'essai, cette dégradation totale doit avoir lieu au centre de l'éprouvette, au niveau de la zone impactée.

## 2.5.2 Résultats des essais de compression après impact

Comme attendu, la rupture des éprouvettes s'est bien produite dans la zone impactée (voir figure 2.40).

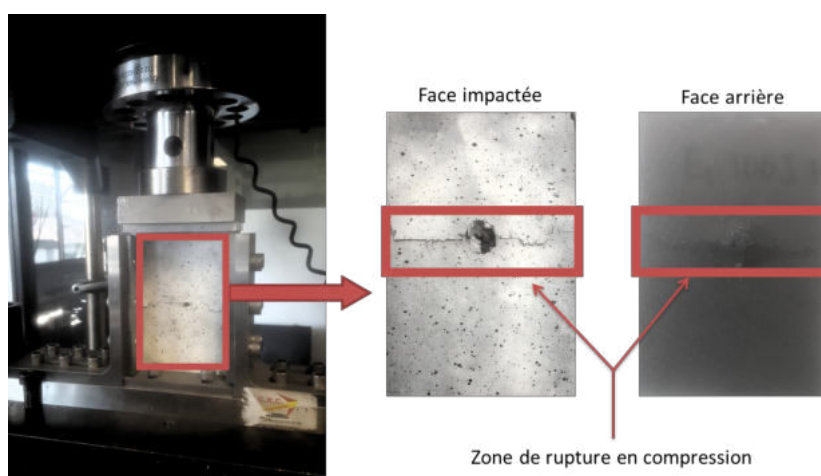


FIGURE 2.40 – Rupture de compression après impact

Le post-traitement des résultats expérimentaux permet de déterminer les contraintes ultimes et les modules élastiques résiduels. Il faut noter que la détermination de ces grandeurs résiduelles dépend fortement de la surface résistante effective  $S'$ . Elle est obtenue en retirant à la surface utile  $S$  de la plaque, la surface  $S''$  occupée par la zone d'endommagement perpendiculaire à l'axe de la compression. On assume que les endommagements sont de forme cylindrique dans le sens de l'épaisseur de la plaque. Les limites et modules élastiques résiduels sont donnés dans le tableau 2.27 et les graphes 2.41 et 2.42.

Grandeur	Éprouvette	BV-20J	BV-40J	BV-50J	HV-50J	HV-100	HV-120J
Limite élastique en $MPa$	E1	266,36	263,21	242,47	234,07	227,40	191,71
	E2	275,25	269,74	247,81	228,21	222,80	/
	Moyenne	270,81	266,48	245,15	231,15	225,11	191,71
	Écart relatif en %	1,64	1,22	1,08	1,26	1,02	/
Module élastique en $MPa$	E1	23858	23544	24250	23128	26334	22043
	E2	24138	19037	23417	20504	17005	/
	Moyenne	23998	21290	23833	21816	21669	22043
	Écart relatif en %	0,58	10,58	1,74	6,01	21,52	/

TABLE 2.27 – Propriétés mécaniques résiduelles

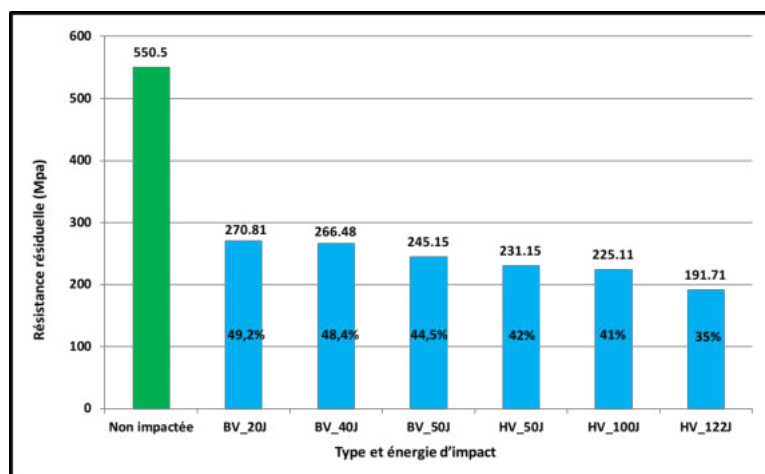


FIGURE 2.41 – Limite élastique résiduelle

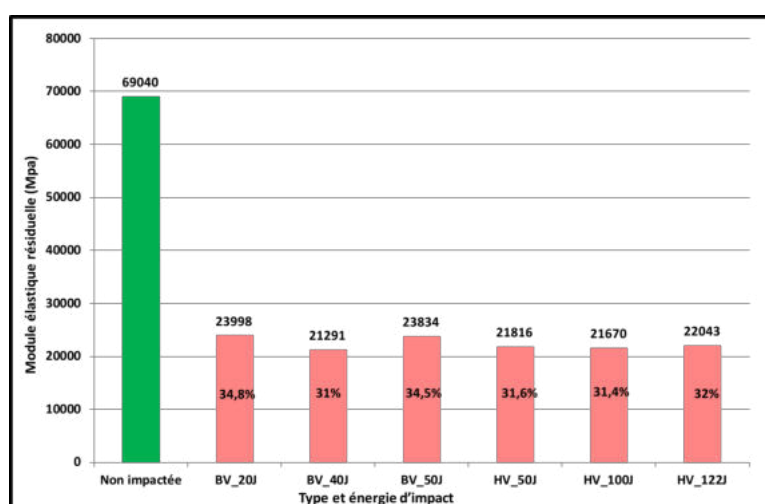


FIGURE 2.42 – Module élastique résiduel

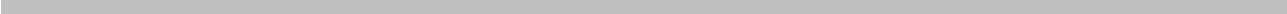
On observe une décroissance de la résistance résiduelle avec l'énergie d'impact. En effet, plus l'énergie d'impact est grande plus la taille de la zone endommagée augmente ce qui entraîne une diminution de la résistance de la plaque. Cette même observation est faite pour le module élastique résiduelle. Par ailleurs, comparativement aux caractéristiques de la plaque non-impactée, la résistance résiduelle des plaques soumises à des impacts BV/BE représente environ 50% de la résistance en compression de la plaque non impactée pour les impact à 20 J et 40 J tandis que elle vaut environ 45% pour les plaques impactées à 50 J. Globalement, on observe une résistance résiduelle plus ou moins proche de 50% pour les impact BV/BE. Pour ce qui est des impacts HV/HE, on remarque une décroissance significative de la résistance résiduelle avec l'augmentation de l'énergie d'impact. En effet, Comparativement à la valeur moyenne de résistance en compression des plaques non-impactées, les résistances résiduelles des plaques impactées à 50 J, 100 J et 120 J ne représentent respectivement que 42% , 41% et 35% de cette valeur. Enfin, pour des impact de type différent mais de même énergie (50 J), on observe une différence d'environ 14 MPa rendant les plaques sou-

prises aux impacts HV/HE moins résistantes que celles soumises aux impacts BV/BE. Ceci peut s'expliquer par l'apparition des phénomènes de vibrations observés lors des impacts HV/HE dus aux ondes élastiques.

Pour ce qui est des modules élastiques en compression, que ce soit pour les plaques soumises aux impacts BV/BE ou HV/HE, on observe une uniformité du module élastique résiduel. Comparativement à la valeur moyenne du module élastique en compression des plaques non-impactées, les modules élastiques résiduels en compression des plaques impactées sont compris entre 31% et 35%.

## 2.6 Conclusion

Dans ce deuxième chapitre, nous avons présenté les principaux travaux expérimentaux réalisés dans le cadre de cette thèse. La première partie de cette phase dédiée aux travaux expérimentaux concerne la réalisation des plaques composites. Nous nous sommes basés sur les travaux déjà réalisés au sein du laboratoire LGP de l'ENI de Tarbes pour la mise en œuvre du protocole expérimental. Ainsi, nous avons choisi des tissus de carbone G0926 et de la résine époxyde bi-composante SR1710/SD8824 comme matériaux de base pour la fabrication des plaques composites. La technique de mise en œuvre adoptée étant la LRI nous avons alors adopté un cycle de polymérisation qui permet d'obtenir des plaques composites dont les caractéristiques sont conformes à celles définies dans la fiche technique et la littérature. Pour valider cette contrainte aéronautique, mais aussi pour les travaux à venir liés à la simulation numérique, nous avons caractérisé les plaques par des tests de traction, de compression mais aussi à l'aide de mesures ultrasonores. Dans la suite de nos travaux, nous avons réalisé des tests d'impact. Tenant compte de nos objectifs initiaux, nous avons réalisé deux types d'impacts, ceux à basse vitesse/basse énergie (BV/BE) à l'aide d'une tour de chute et ceux à haute vitesse/haute énergie (HV/HE) à l'aide d'un lanceur à gaz. Le choix des énergies a permis une exploration de ces deux types d'impacts. L'étape suivante a été la mise en évidence de l'état d'endommagement des plaques. Nous avons alors mis en évidence les endommagements externes et internes. Les endommagements externes sont principalement l'indentation résiduelle observable sur la face impactée et le splitting observable sur la face opposée. Pour ce qui est des endommagements internes nous avons utilisé la thermographie infrarouge qui permet de projeter en surface le volume total endommagé. Dans la dernière partie des travaux expérimentaux nous avons évalué la résistance résiduelle des plaques impactées. Cette évaluation a été faite au moyen d'un test de compression après impact.



## Chapitre 3

### *Modélisation numérique du comportement à l'impact*

Dans le secteur aéronautique, le comportement à l'impact des structures composites présente un enjeu majeur. Des études expérimentales permettent la compréhension des phénomènes d'endommagement mis en œuvre lors d'impacts [GAR11]. La reproduction, en laboratoire, de ces impacts et leur analyse sont malheureusement très coûteuses et ne garantissent pas la prise en compte de la multiplicité des critères pouvant modifier le comportement de la structure sous impact. La modélisation numérique devient alors un atout pour réduire les coûts de prototypage et essayer d'appréhender les phénomènes multiples mis en jeu. D'après Bouvet [BOU09], l'intérêt de la modélisation numérique dans le domaine de la mécanique réside en deux niveaux. Le premier concerne de la compréhension physique de la sollicitation : en effet, la corrélation entre la modélisation numérique et les essais expérimentaux va permettre de mieux comprendre les phénomènes physiques, et en particulier pour les composites, le scénario d'endommagement se développant lors de cette sollicitation dynamique. La modélisation numérique est alors utilisée comme un outil de vérification des endommagements identifiés lors des expériences. Ceci permet alors d'effectuer de nouveaux essais expérimentaux ou de nouvelles observations à partir des résultats numériques obtenus. Le second intérêt réside dans l'outil de dimensionnement d'une structure qui permet de concevoir cette structure de façon à optimiser son fonctionnement, puis, dans le cas où la modélisation a fait ses preuves, de certifier toute ou une partie de la structure.

Le chapitre précédent nous a permis de mettre en évidence le comportement des structures composites sous impact et en compression après impact au moyen des essais expérimentaux. Nous avons pu remarquer que leur réponse à l'impact dépend fortement de l'énergie d'impact et du type d'impact (BV/BE ou HV/HE). Cependant la mise en évidence des types d'endommagements est restée assez imprécise. La modélisation et la simulation permettent alors la visualisation qualitative et quantitative des endommagements, mais aussi la définition des mécanismes d'endommagement lors de cette sollicitation dynamique.

Dans ce chapitre, nous présentons tout d'abord, dans un contexte assez général, le comportement et les principaux phénomènes observables dans les composites pendant et après sollicitation. On présente ensuite les différentes lois de comportement et les modèles d'endommagement et de rupture utilisés dans la littérature, en ce qui concerne la modélisation du comportement à l'impact des

structures composites.

### 3.1 Critères d'endommagement et de rupture appliqués aux structures composites

La réponse à l'impact des structures composites fait appel à la mécanique de l'endommagement et la mécanique de la rupture. Dans le cas des stratifiés, il importe de définir les différentes zones susceptibles d'être endommagées. La figure 3.1 présente la décomposition d'un stratifié composite en sous ensembles : les plis et l'interface. Lors d'une sollicitation d'impact, ces constituants subissent des endommagements avec ou sans rupture en traction, en compression et en cisaillement. Nous admettons que les plis sont constitués de fibres (tissu) et de résine et que l'interface est assimilable à de la résine seule.

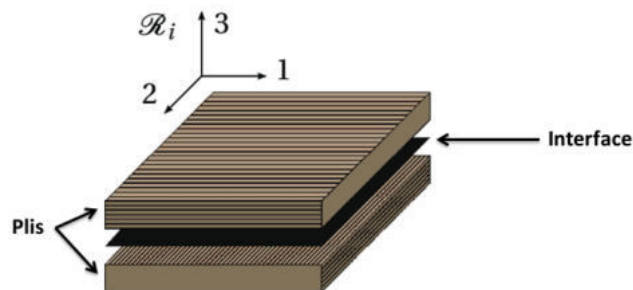


FIGURE 3.1 – Différents constituants du stratifié

#### 3.1.1 Critères de rupture

Les critères de résistance à la rupture ont pour objectif l'évaluation de la résistance mécanique de la structure. On distingue en effet plusieurs types de critères de rupture des composites. On s'intéresse ici aux premières ruptures, celles des fibres et de la matrice en traction, en compression ou en cisaillement. Ces ruptures interviennent une seule fois et ne sont plus prises en compte dans la suite des calculs [GAR11]. On distingue des critères définis en contraintes et d'autres en déformations. Les premiers sont les plus utilisés et sont très souvent implémentés dans les codes de calcul. Nous allons, par la suite, énoncer quelques critères utilisés pour la caractérisation de la rupture dans les structures composites. Les critères de rupture utilisés permettent de définir la rupture du pli lorsque leur valeur, croissante au cours de la déformation, atteint l'unité.

##### 3.1.1.1 Critère de la contrainte maximale

Simple à mettre en œuvre, il mesure la contrainte appliquée à la structure dans deux directions transverses ainsi que le cisaillement dans le plan 1–2. Dès que l'une de ces contraintes est supérieure ou égale à la contrainte maximale admissible du matériau, on admet que le matériau a atteint la



rupture. Le critère, qui définit la tenue de la structure, s'écrit donc :

$$\max \left( \frac{\sigma_{11}}{X}, \frac{\sigma_{22}}{Y}, \left| \frac{\tau_{12}}{S} \right| \right) < 1 \quad (3.1)$$

avec :

- $X$  : Contrainte longitudinale admissible
- $Y$  : Contrainte transversale admissible
- $S$  : Contrainte admissible en cisaillement

### 3.1.1.2 Critère de la déformation maximale

Le critère en déformation maximale est transposé du critère en contrainte maximale. Lorsque l'une des déformations principales devient supérieure ou égale à la déformation admissible dans cette direction, il y a rupture du pli. Le critère en déformation maximale s'écrit donc sous la forme :

$$\max \left( \frac{\varepsilon_{11}}{\varepsilon_X}, \frac{\varepsilon_{22}}{\varepsilon_Y}, \left| \frac{\gamma_{12}}{\varepsilon_S} \right| \right) < 1 \quad (3.2)$$

avec :

- $\varepsilon_X$  : Déformation maximale admissible dans le sens longitudinal
- $\varepsilon_Y$  : Déformation maximale admissible dans le sens transversal
- $\varepsilon_S$  : Déformation maximale admissible en cisaillement

### 3.1.1.3 Critère de Tsai-Hill [AT65]

Souvent, les composites, comme d'autres matériaux, résistent moins bien aux sollicitations combinées qu'aux sollicitations élémentaires : par exemple, la limite d'élasticité en traction transverse est généralement plus faible lorsque le pli est également sollicité en cisaillement. Or, le critère précédent ne tient pas compte de ces interactions. Une façon de les modéliser est de définir une contrainte équivalente, que l'on compare ensuite à une valeur admissible. C'est sur ce principe que sont basés les critères de von Mises et de Tresca, que l'on utilise pour les matériaux présentant une résistance mécanique isotrope. Dans le cas des composites, le critère le plus utilisé est le critère de Tsai-Hill [AT65] qui s'écrit de la façon suivante :

$$\left( \frac{\sigma_{11}}{X} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{22}}{Y} \right)^2 + \left( \frac{\tau_{12}}{S} \right)^2 - \frac{\sigma_{11}\sigma_{22}}{X^2} < 1 \quad (3.3)$$

Ce critère permet de définir un taux de sollicitation pour chaque type de sollicitation et de les additionner pour en définir le critère de rupture global. Il est à noter que le dernier terme de

la partie gauche permet de prendre en compte le couplage des contraintes dans deux directions perpendiculaires.

#### 3.1.1.4 Critère de Hoffman [HOF67]

Une généralisation du critère de Tsai-Hill, tenant compte de la différence du comportement des matériaux en traction et en compression, a été formulée par Hoffman [HOF67]. Le critère de Hoffman admet que la rupture du matériau se produit lorsque l'égalité suivante est vérifiée :

$$\left(\frac{1}{X_T} - \frac{1}{X_C}\right)\sigma_{11} + \left(\frac{1}{Y_T} - \frac{1}{Y_C}\right)\sigma_{22} + \frac{\sigma_{11}^2}{X_T X_C} + \frac{\sigma_{22}^2}{Y_T Y_C} + \left(\frac{\tau_{12}}{S}\right)^2 - \frac{\sigma_{11}\sigma_{22}}{X_T Y_C} = 1 \quad (3.4)$$

dans laquelle les indices  $T$  et  $C$  expriment respectivement les sollicitations de type traction et compression.

#### 3.1.1.5 Critère de Tsai-Wu [TW71]

Les critères précédents suffisent généralement pour décrire les divers résultats expérimentaux observés. Toutefois, une des façons d'améliorer la corrélation entre les résultats expérimentaux et théoriques est d'accroître le nombre de paramètres des équations décrivant ces critères [BER12]. Ceci a conduit S.W. Tsai et E.M. Wu [TW71] à admettre que la rupture d'un matériau anisotrope est atteinte lorsque la relation suivante est vérifiée :

$$\left(\frac{1}{X_T} - \frac{1}{X_C}\right)\sigma_{11} + \left(\frac{1}{Y_T} - \frac{1}{Y_C}\right)\sigma_{22} + \frac{\sigma_{11}^2}{X_T X_C} + \frac{\sigma_{22}^2}{Y_T Y_C} + \left(\frac{\tau_{12}}{S}\right)^2 - 2F_{12}\sigma_{11}\sigma_{22} = 1 \quad (3.5)$$

avec :

$$F_{12} = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{1}{X_T X_C Y_T Y_C}} \quad (3.6)$$

Ce critère, au même titre que les critères de Hoffman et Tsai-Hill, prend en compte le taux de sollicitation dans chacun des modes et le couplage entre les contraintes dans deux directions perpendiculaires. Il est à noter qu'il définit aussi l'admissible pour le couplage des contraintes par l'intermédiaire du terme  $F_{12}$ .

L'ensemble de ces critères est facile d'utilisation car, d'après leur formulation, ils ne nécessitent que la détermination des contraintes admissibles des matériaux. Ces dernières peuvent en effet être déterminées par des études expérimentales en statique. Rappelons aussi que, dans les codes de calcul éléments finis, certains de ces critères sont directement implémentés, tandis que d'autres nécessitent l'utilisation de sous routines utilisateur pour leur mise en œuvre.

### 3.1.2 Critères d'initiation et de propagation des endommagements

Les critères précédents permettent de déterminer de manière ponctuelle le point de rupture d'un pli d'une structure. Pour le cas des endommagements progressifs, la modélisation devrait tenir compte des différentes phases du comportement de la structure face à la sollicitation, comme illustré sur la figure 3.2.

Prenons l'exemple de la traction uniaxiale, dans le cadre des matériaux composites. Nous nous apercevons que dans le sens des fibres, la réponse macroscopique ne semble pas être modifiée (figure 3.2a). Nous remarquons, dans le cas d'une sollicitation à 45°, un comportement non-linéaire de la réponse macroscopique contrainte-déformation. Si nous nous plaçons dans le cas d'un matériau purement élastique endommageable, cette non-linéarité est la traduction de la dégradation irréversible des propriétés élastiques de ce matériau. Elle peut être mise en avant par des cycles de charges-décharge du matériau. La rotation des droites de décharges-recharges montres la modification du module d'élasticité. Cette dégradation se manifeste physiquement, à l'échelle de la microstructure par la création de surfaces libres, ou surfaces de décohésion. Ces endommagements, dans le cas des composites, sont appelés micro-fissuration matricielle et sont le point de départ du processus de détérioration du matériau.

Au fur et à mesure de la croissance de charge, il y a croissance de plus en plus importante de la déformation, ce qui se traduit par un adoucissement positif, puis négatif de la courbe contrainte-déformation.

Il est aussi à noter que lors des décharges élastiques, des déformations résiduelles sont mises en évidence, ce qui peut traduire des blocages lors de la fermeture des micro-fissures, des libérations de contraintes de fabrications ou du caractère visco-élastique de la résine [AY97, CGB96].

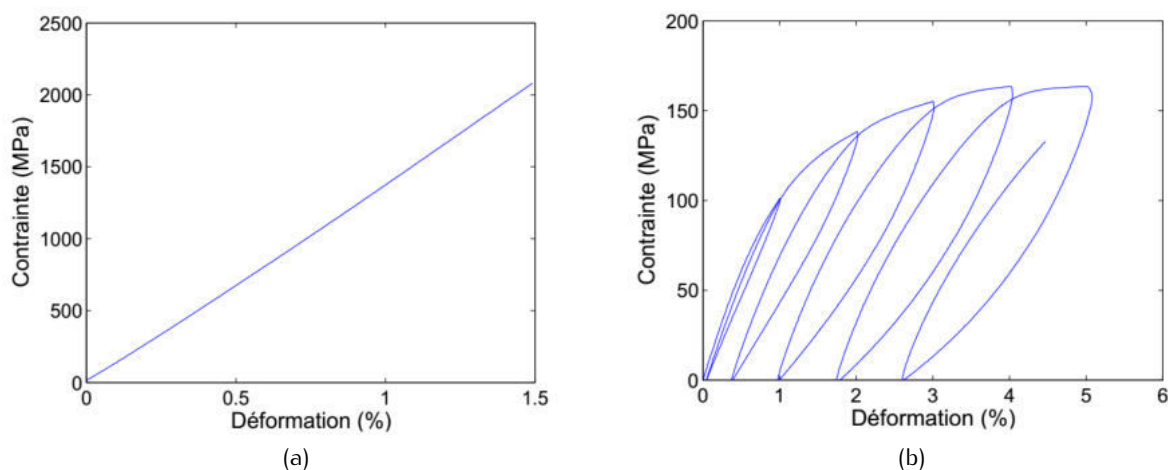


FIGURE 3.2 – Réponse macroscopique d'un composite carbone-époxyde sous l'effet de l'endommagement : a) 0° et b) 45°

Dans le cas des composites stratifiés, les critères d'initiation et de propagation des endommagements ne sont pas formulés de la même façon dans les plis (fibre et matrice) et dans l'interface. Cette différence peut s'expliquer du fait que les endommagements créés dans chacun de sous-ensembles ne sont pas forcément de même nature.

### 3.1.2.1 Critères d'initiation des endommagements dans les plis

Les plis étant l'assemblage de différents constituants, les critères d'initiation sont formulés pour chacun d'entre eux. Dans le cas d'une sollicitation de type impact, les constituants des plis sont soumis à une flexion. Sachant que la flexion est la combinaison d'une traction et d'une compression, les critères d'initiation à appliquer doivent être ceux de ces deux sollicitations. Dans les codes de calcul, les critères les plus utilisés sont ceux reposant sur les travaux de Hashin [HAS80, HR73] :

— fibre en traction (F T) ( $\hat{\sigma}_{11} \geq 0$ ) :

$$\left(\frac{\hat{\sigma}_{11}}{X^T}\right)^2 + \alpha \left(\frac{\hat{\sigma}_{12}}{S}\right)^2 < 1 \quad (3.7)$$

— fibre en compression (F C) ( $\hat{\sigma}_{11} < 0$ ) :

$$\left(\frac{\hat{\sigma}_{11}}{X^C}\right)^2 < 1 \quad (3.8)$$

— matrice en traction (M T) ( $\hat{\sigma}_{22} \geq 0$ ) :

$$\left(\frac{\hat{\sigma}_{22}}{Y^T}\right)^2 + \left(\frac{\hat{\sigma}_{12}}{S}\right)^2 < 1 \quad (3.9)$$

— matrice en compression (M C) ( $\hat{\sigma}_{22} < 0$ ) :

$$\left(\frac{\hat{\sigma}_{22}}{2S}\right)^2 + \left[\left(\frac{Y}{2S}\right)^2 - 1\right] \frac{\hat{\sigma}_{22}}{Y^C} + \left(\frac{\hat{\sigma}_{12}}{S}\right)^2 < 1 \quad (3.10)$$

Avec le coefficient de Rotem  $\alpha$  tel que  $0 \leq \alpha \leq 1$ . Les grandeurs  $X$ ,  $Y$  et  $S$  représentent respectivement les contraintes admissibles dans les directions longitudinale, transversale et en cisaillement, tandis que les indices  $T$  et  $C$  sont respectivement relatifs à la traction et à la compression. La contrainte effective  $\hat{\sigma}$  est liée à la contrainte nominale  $\sigma$  par la relation suivante :

$$[\hat{\sigma}] = \begin{bmatrix} \frac{1}{1-d_f} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{1}{1-d_m} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{1-d_s} \end{bmatrix} [\sigma] \quad (3.11)$$

où  $d_f$ ,  $d_m$  et  $d_s$  sont respectivement les variables d'endommagement des fibres, de la matrice et en cisaillement du pli.

### 3.1.2.2 Critère de propagation de l'endommagement dans les plis

Après l'initiation des endommagements, ceux-ci se propagent dans la structure. Cette propagation

provoque une diminution de la rigidité de la structure jusqu'à sa ruine. La mécanique de l'endommagement permet de définir la loi de comportement élastique endommagée de la structure :

$$\{\sigma\} = [C(d)] \{\varepsilon\} \quad (3.12)$$

où  $[C(d)]$  est la matrice d'élasticité endommagée qui s'écrit :

$$[C(d)] = \begin{bmatrix} (1-d_f)E_1 & (1-d_f)(1-d_m)\nu_{12}E_1 & 0 \\ (1-d_f)(1-d_m)\nu_{12}E_2 & (1-d_m)E_2 & 0 \\ 0 & 0 & D(1-d_s)G_1 \end{bmatrix} \quad (3.13)$$

avec :

$$D = 1 - (1-d_f)(1-d_m)\nu_{12}\nu_{21} > 0 \quad (3.14)$$

et :

$$d_s = 1 - (1-d_{ft})(1-d_{fc})(1-d_{mt})(1-d_{mc}) \quad (3.15)$$

où les lettres  $m$ ,  $f$ ,  $t$  et  $c$  sont respectivement relatives à la matrice, la fibre, la traction et la compression.

Les travaux de Camanho et Dávila [CD02] relèvent que l'évolution de l'endommagement est basée sur l'énergie dissipée lors du processus d'endommagement et est considéré comme linéaire.

### 3.1.2.3 Critères d'initiation de l'endommagement dans les interfaces

Nous avons vu dans les chapitres précédents que le délaminage est le mode d'endommagement observé dans la zone inter-plis (interface). Dans les codes éléments finis, les interfaces peuvent être modélisées par des lois cohésives. Dans Abaqus, ces lois cohésives peuvent être appliquées sur les surfaces (surfaces cohésives) ou sur les éléments (éléments cohésifs). Dans le cas des surfaces cohésives, ces lois s'appuient sur la description d'une loi d'attraction entre deux nœuds de deux surfaces distinctes initialement en contact. Cette loi d'attraction est régie par une contrainte inter laminaire qui est fonction du déplacement relatif entre ces deux nœuds. La figure 3.3 présente le principe de cette loi.

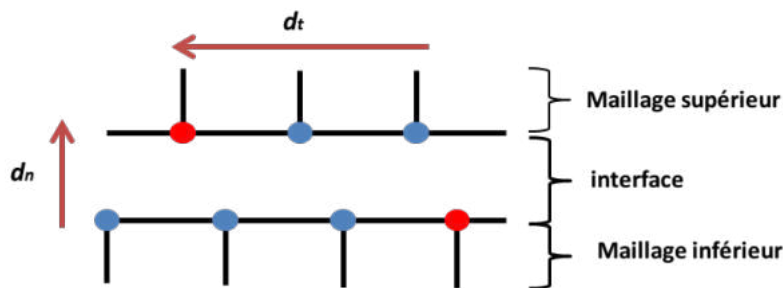


FIGURE 3.3 – Déplacement relatif entre les nœuds de deux surfaces en contact cohésif [DEC14]

Les nœuds initialement confondus sont représentés en rouge. On peut alors définir les déplacements

relatifs  $d_n$  et  $d_t$  qui représentent respectivement le déplacement relatif dans la direction normale (mode I) et dans la direction de glissement (mode II) ainsi que les contraintes associées.

Comme dans le cas des critères liés aux plis (figure 3.2), la loi d'attraction est généralement de type bilinéaire comme illustré sur la figure 3.2. Elle est composée d'une première partie ascendante traduisant la réversibilité du contact pour une raideur  $K^0$ . Une fois les contraintes  $S_{n,t}$  inter-laminaires admissibles atteintes, la raideur de l'interface est dégradée jusqu'à rupture du contact, et donc, la propagation du délaminage. Cette seconde portion est appelée loi d'évolution. L'aire sous la courbe correspond à l'énergie nécessaire pour rompre le contact. Celle-ci est ainsi égale à la ténacité inter laminaire pour le mode considéré [VAN11]. A partir de ces deux seules lois cohésives et connaissant les critères d'amorçage et de propagation, il est possible de tracer l'ensemble de toutes les lois, pour tout chargement mixte comme dans le cas des sollicitations d'impact.

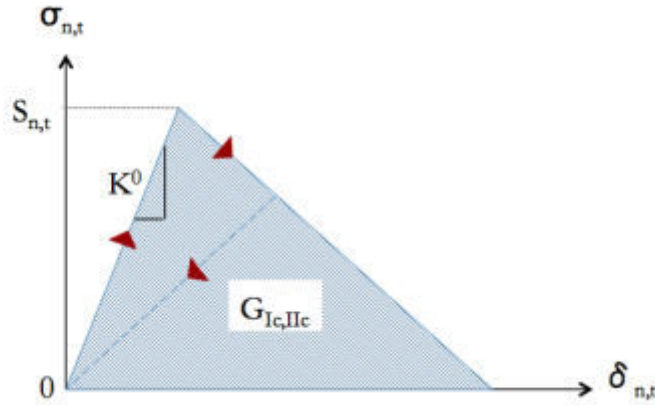


FIGURE 3.4 – Représentation du comportement d'une loi cohésive bilinéaire

Les critères d'initiation du délaminage sont définis sur la base des contraintes et des déformations limites. On distingue 4 principales formulations :

— La contrainte maximale

Il s'agit de la contrainte nominale maximale. Ce critère établit le fait que, lorsque la contrainte dans une direction donnée atteint ou dépasse sa valeur limite  $\sigma_i^{max}$ , il y a initiation de l'endommagement. Ce critère s'écrit alors sous la forme suivante :

$$\max \left( \frac{\langle \sigma_n \rangle}{\sigma_n^{max}}, \frac{\sigma_t}{\sigma_t^{max}}, \frac{\sigma_s}{\sigma_s^{max}} \right) < 1 \quad (3.16)$$

dans laquelle  $\langle \rangle$  correspond à l'opérateur parenthèses de MacAuley pour lequel on a la définition suivante :  $\langle \sigma_n \rangle = \begin{cases} \sigma_n & \text{pour } \sigma_n > 0 \\ 0 & \text{pour } \sigma_n \leq 0 \end{cases}$ .

— La contrainte quadratique

Basé également sur la contrainte nominale, ce critère établit un couplage entre les contraintes des 3 modes de sollicitation. Il prend la forme suivante :

$$\left(\frac{\langle \sigma_n \rangle}{\sigma_n^{max}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_t}{\sigma_t^{max}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_s}{\sigma_s^{max}}\right)^2 < 1 \quad (3.17)$$

— La déformation maximale

Par analogie avec le critère de la contrainte maximale, ce critère défini en référence à la déformation maximale dans les 3 directions s'écrit :

$$\max\left(\frac{\langle \varepsilon_n \rangle}{\varepsilon_n^{max}}, \frac{\varepsilon_t}{\varepsilon_t^{max}}, \frac{\varepsilon_s}{\varepsilon_s^{max}}\right) < 1 \quad (3.18)$$

— La déformation quadratique

Ce dernier critère établit un couplage entre les déformations quadratiques dans les 3 directions, il prend la forme suivante :

$$\left(\frac{\langle \varepsilon_n \rangle}{\varepsilon_n^{max}}\right)^2 + \left(\frac{\varepsilon_t}{\varepsilon_t^{max}}\right)^2 + \left(\frac{\varepsilon_s}{\varepsilon_s^{max}}\right)^2 < 1 \quad (3.19)$$

### 3.1.2.4 Critères de propagation de l'endommagement dans les interfaces

La propagation de l'endommagement dans les interfaces se fait selon deux principales approches : avec un critère en déplacement et avec un critère énergétique.

— Critère en déplacement

Afin de définir un critère en déplacement, il convient de définir un déplacement équivalent  $\delta$ . Il peut être de plusieurs ordres. Le plus utilisé, et donc le plus régulièrement implémenté dans les codes de calcul par éléments finis, basé sur une norme Euclidienne, est le suivant :

$$\delta = \sqrt{\langle \delta_n \rangle^2 + \delta_t^2 + \delta_s^2} \quad (3.20)$$

avec  $\delta_n$ ,  $\delta_s$  et  $\delta_t$  respectivement les déplacements suivant la direction normale, la première direction de cisaillement et la seconde direction de cisaillement. La réponse post-initiation peut prendre plusieurs tendances : linéaire, exponentielle ou définie par un tableau de valeurs expérimentales.

— Critère énergétique

Comme vu précédemment dans le chapitre inaugural, les critères énergétiques sont basés sur les concepts de la mécanique de la rupture et sur le taux de restitution d'énergie  $G$  suivant les 3 modes de sollicitation. Ce taux s'écrit :

$$G_i = \frac{K_i^2}{E_i^{eff}} \quad \text{avec} \quad (i = I, II, III) \quad (3.21)$$

où  $E_i^{eff}$  et  $K_i$  sont respectivement les modules d'élasticité effectifs et les coefficients d'intensité de contraintes du matériau. À chacun de ces taux de restitution énergétique  $G$  est associé le concept de taux de restitution d'énergie critique  $G_C$  utilisé pour caractériser la propagation de l'endommagement dans la zone inter-plis du composite [WIL89]. La plupart des critères énergétiques comparent les taux de restitution d'énergie dans les différentes directions à leurs valeurs critiques ( $G_{IC}$ ,  $G_{IIC}$  et  $G_{IIIC}$ ) pour différents modes de rupture. On distingue deux principales familles (tableau 3.1) de critères énergétiques : les critères non-couplés et les critères couplés.

TABLE 3.1 – Les critères énergétiques

	Nom du critère	Formulation
Non couplé	Mode I critique	$\frac{G_I}{G_{IC}} < 1$
	Mode II critique	$\frac{G_{II}}{G_{IIC}} < 1$
	Mode III critique	$\frac{G_{III}}{G_{IIIC}} < 1$
Couplé	Mode linéaire de Reeder	$\frac{G_I}{G_{IC}} + \frac{G_{II}}{G_{IIC}} < 1$
	Mode linéaire quadratique de Reeder	$\left(\frac{G_I}{G_{IC}}\right)^\alpha + \left(\frac{G_{II}}{G_{IIC}}\right)^\beta < 1$
	Mode mixte	$\frac{G_I}{G_{IC}} + \frac{G_{II}}{G_{IIC}} + \frac{G_{III}}{G_{IIIC}} < 1$
	Mode mixte quadratique	$\left(\frac{G_I}{G_{IC}}\right)^2 + \left(\frac{G_{II}}{G_{IIC}}\right)^2 + \left(\frac{G_{III}}{G_{IIIC}}\right)^2 < 1$
	Mode mixte en puissance	$\left(\frac{G_I}{G_{IC}}\right)^\alpha + \left(\frac{G_{II}}{G_{IIC}}\right)^\alpha + \left(\frac{G_{III}}{G_{IIIC}}\right)^\alpha < 1$
	Mode mixte de Benzeggagh-Kenane	$G_{IC} + (G_{IIC} - G_{IC}) \left(\frac{G_{II} + G_{III}}{G_I + G_{II} + G_{III}}\right)^\eta < G_C$

$\alpha$ ,  $\beta$  et  $\eta$  sont déterminés de manière empirique.

La plupart de ces critères sont implémentés dans les codes de calcul éléments finis, et sont parfois utilisés dans les techniques de modélisation de la propagation des endommagements initiaux. Outre la technique des zones cohésives, on distingue aussi les techniques VCE (Virtual Crack Extension) et VCCT (Virtual Crack Closure Technique). Elles servent surtout à modéliser la propagation des endommagements (fissurations) initiaux. Dans le cas, par exemple, de la modélisation des test de CAI, elles peuvent être intéressantes à mettre en œuvre pour la modélisation des endommagements initiaux dus à l'impact.

### 3.1.2.5 La technique VCCT

La méthode VCCT a été proposée par Rybicki et Kanninen [RK77]. Elle consiste à calculer le taux de restitution d'énergie pour chacun des trois modes de rupture en fonction des forces et déplacements



nodaux des éléments autour du front de fissure. La méthode est basée principalement sur deux hypothèses, l'hypothèse d'Irwin et l'hypothèse du self-similar.

— L'hypothèse d'Irwin [IRW58]

Elle suppose que l'énergie nécessaire pour ouvrir une fissure de longueur initiale  $a$  jusqu'à une longueur finale propagée  $a + \Delta a$  est identique à l'énergie pour refermer cette même fissure d'une longueur  $\Delta a$  [KRU04,BEC16,VAN11]. D'après les travaux de Rybicki et Kanninen [RK77], la technique VCCT est une méthode utilisée pour déterminer le taux de restitution d'énergie de déformation le long d'un front de fissure, dans lequel les forces nodales à la pointe de la fissure et les déplacements derrière le front de fissure sont utilisés. La relation permettant de calculer l'énergie nécessaire pour refermer la fissure d'une longueur  $\Delta a$  pour une modélisation 3D avec des éléments solides à 8 nœuds (figure 3.5) est la suivante :

$$G_I = \frac{F_{zj}\delta_{zj}}{2\Delta a\Delta y}, \quad G_{II} = \frac{F_{xj}\delta_{xj}}{2\Delta a\Delta y}, \quad G_{III} = \frac{F_{yj}\delta_{yj}}{2\Delta a\Delta y} \quad (3.22)$$

où  $\Delta y$  est la somme de la moitié des longueurs de l'élément de chaque côté dans la direction  $\vec{y}$  et  $\Delta a$  est la longueur de l'élément dans la direction  $\vec{x}$ . Il est à noter que, à la pointe de la fissure, les forces nécessaires pour maintenir ensemble la paire de nœuds en  $B$  sont les mêmes que les forces qui seraient nécessaires pour garder la paire de nœuds  $A$  et  $A'$  fermées, si le maillage était suffisamment raffiné [GE16].

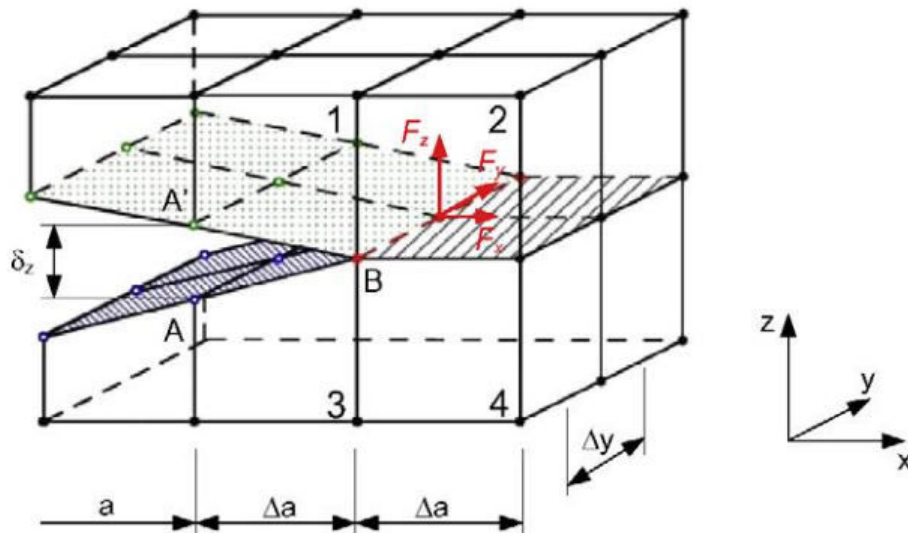


FIGURE 3.5 – Principe de la technique VCCT [GE16]

— L'hypothèse du self-similar

Elle suppose que lors de la propagation de la fissure, les champs de déplacement et de contrainte en pointe de fissure gardent la même « forme » au cours de la propagation. L'adoption de cette deuxième

hypothèse permet de calculer le taux de restitution d'énergie en ne considérant qu'un seul maillage. L'interface renfermant la fissure est modélisée par des paires de nœuds, de façon à ce que la pointe de fissure et la zone cohésive de l'interface soient modélisées par des paires de nœuds cohésifs tandis que la fissure est modélisée par des paires de nœuds libres, qui se détachent lorsque la fissure est sollicitée en mode d'ouverture et coïncident lorsque la fissure se referme [MA13] [JWS15]. En se référant au schéma de principe de la technique VCCT (figure 3.5), le taux de restitution d'énergie  $G$  est calculée à partir de la relation :

$$G = \frac{\Delta E}{\Delta A} \quad (3.23)$$

où  $\Delta E$  est l'énergie nécessaire pour ouvrir la fissure de la longueur  $a$  à la longueur  $a + \Delta a$  et  $\Delta A$  est la surface refermée lors du calcul. De plus, il est possible de décomposer l'énergie totale en pointe de fissure selon les modes de rupture afin de déterminer la mixité de mode :

$$G = G_I + G_{II} + G_{III} \quad (3.24)$$

Les coefficients de mixité des modes II et III, respectivement définis par  $\alpha_{II}$  et  $\alpha_{III}$  sont donnés comme suit [VAN11] :

$$\alpha_{II} = \frac{G_{II}}{G}; \quad \alpha_{III} = \frac{G_{III}}{G} \quad (3.25)$$

Lorsque le taux de restitution d'énergie  $G$  atteint le seuil critique  $G_C$ , la propagation de l'endommagement est alors possible. Un critère de propagation, identifié par les différents essais en mode simple (I, II et III) est établi à partir des énergies de restitution critique de chaque mode. Il existe plusieurs critères dans la littérature mais les 3 les plus régulièrement utilisés sont les suivants.

— Critère de Reeder [REE06]

$$G_{IC} + \left( G_{IIC} - G_{IC} + (G_{IIIC} - G_{IIC}) \left( \frac{G_{III}}{G_{II} + G_{III}} \right) \right) \left( \frac{G_{II} + G_{III}}{G_I + G_{II} + G_{III}} \right)^\eta < G_{TC} \quad (3.26)$$

— Critère Puissance [GJD04]

$$\left( \frac{G_I}{G_{IC}} \right)^\alpha + \left( \frac{G_{II}}{G_{IIC}} \right)^\beta + \left( \frac{G_{III}}{G_{IIIC}} \right)^\gamma < 1 \quad (3.27)$$

où  $\alpha, \beta$  et  $\gamma$  sont des paramètres à déterminer.

— Critère de Benzeggagh-Kenane [BK96, GB95]

$$G_{IC} + (G_{IIC} - G_{IC}) \left( \frac{G_{II} + G_{III}}{G_I + G_{II} + G_{III}} \right)^\eta < G_{TC} \quad (3.28)$$

avec  $G_{TC} = G_{IC} + G_{IIC} + G_{IIIC}$ .

Si, dans le code de calcul Abaqus, la technique VCCT permet de modéliser le délaminage comme

le fait aussi la technique des zones cohésives, elle est cependant le plus souvent utilisée pour la détermination des taux de restitution d'énergie nécessaires à la propagation du délaminage dans les modes I, II et III dans une structure avec des fissures initiales. Elle est cependant limitée par sa dépendance au maillage et dans le cas particulier de la détermination des taux de restitution d'énergies critiques, une étude expérimentale des essais de type Double Cantilever Beam (DCB), End Notched Flexure (ENF) et Modified Splited Cantilever Beam (MSCB) est obligatoire pour connaître les charges critiques pour chaque mode de sollicitation.

## 3.2 Modélisation numérique de l'impact

### 3.2.1 Données et conditions de la modélisation

La création des modèles numériques requiert des données d'entrée liées aux matériaux, à la géométrie des pièces, et aussi des informations liées aux protocoles et aux conditions expérimentales.

#### 3.2.1.1 Caractéristiques des matériaux

Nous rappelons que dans le cadre de cette étude nous travaillons sur des plaques composites carbone/époxyde (G0926/SR1710). Les propriétés mécaniques ont été déterminées par des essais de traction, de compression et des mesures ultrasonores. Le tableau 3.2 présente l'ensemble des données mécaniques utilisées dans les simulations.

#### REMARQUES

- 1- En nous appuyant sur le fait que les tissus utilisés sont équilibrés, nous assumons comme hypothèse que les composites sont également équilibrés. Cela nous permet d'admettre que les modules et les limites élastiques en traction et en compression dans les directions 1 et 2 sont égales autant que le sont les modules de cisaillement dans les plans 13 et 23.
- 2- Lorsque les différentes résistances en traction, en compression et en cisaillement sont atteintes, il se produit l'initiation de l'endommagement. Sa propagation est basée sur l'énergie dissipée selon le graphe de la figure 3.2. Dans le code Abaqus, il est possible de calculer les valeurs seuils de ces énergies lorsque la rupture est atteinte. La formulation du calcul de cette énergie est la suivante :

$$G = T_e \frac{\sigma_{limit}^2}{2E} \quad (3.29)$$

où  $T_e = 1 \text{ mm}$  est la taille de l'élément dans les modèles numériques,  $\sigma_{limit}$  et  $E$  sont respectivement les contraintes admissibles et les modules élastiques de chaque mode de sollicitation.

Pour la modélisation des endommagements dans les interfaces, nous avons choisi d'utiliser les surfaces cohésives. Nous les modélisons par l'intermédiaire d'un matériau de type élastique avec une loi d'endommagement, pour l'initiation, de type traction-séparation en s'appuyant sur le critère quadratique en contraintes. Ce critère est basé sur un critère de cisaillement inter laminaire auquel est ajoutée la traction hors plan. Le tenseur de rigidité nécessaire à la détermination des modules de

TABLE 3.2 – Données d'entrée de la modélisation des plis

Grandeur	Variable	Valeur
Modules élastiques	$E_1, E_2$	63620 MPa
Module de cisaillement dans le plan 12	$G_{12}$	7610 MPa
Module de cisaillement dans le plan 13 et 23	$G_{13}, G_{23}$	4310 MPa
Coefficient de Poisson	$\nu_{12}$	0,18
Densité	$d$	1,54
Résistance en traction	$X_t = Y_t$	732 MPa
Résistance en compression	$X_c = Y_c$	550 MPa
Résistance en cisaillement longitudinal	$S_l$	88 MPa
Résistance en cisaillement transverse	$S_t$	55 MPa
Énergie de rupture en traction	$G_t$	4245 J/m <sup>2</sup>
Énergie de rupture en compression	$G_c$	2800 J/m <sup>2</sup>

rigidité hors plan et de cisaillement hors plan est déduit du tenseur de rigidité du composite. Pour la propagation, nous nous basons sur le critère énergétique de Benzeggagh-Kenane [BK96]. Physiquement, les interfaces ont les caractéristiques mécaniques, d'endommagement et de rupture de la résine. Quant aux énergies critiques du critère de Benzeggagh-Kenane, nous les avons calculées à l'aide de la relation (3.29).

TABLE 3.3 – Données d'entrée de la modélisation des zones cohésives

Grandeur	Variable	Valeur
Rigidité hors plan	$K_{nn}$	11060 MPa
Rigidité en cisaillement	$K_{ss}, K_{tt}$	4320 MPa
Densité	$d$	1,3
Résistance en traction hors plan		86 MPa
Résistance en cisaillement		54 MPa
Énergie de rupture en mode I	$G_{IC}$	1068 J/m <sup>2</sup>
Énergie de rupture en modes II et III	$G_{IIC}$ et $G_{IIIC}$	2137 J/m <sup>2</sup>
Coefficient de Benzeggagh-Kenane	$\eta$	1,3

### 3.2.1.2 Éprouvette, conditions aux limites et formulation

#### — Éprouvettes et conditions aux limites

Les éprouvettes sont des plaques composites de 12 plis dont la séquence d'empilement est :  $[(0/45)_3]_S$ . Lors des tests expérimentaux, elles ont été découpées aux dimensions  $180 \times 120 \text{ mm}^2$ . Le dispositif expérimental permet des encastresments à la périphérie des éprouvettes sur une largeur de 10 mm. En limitant ces encastresments sur les surfaces latérales, la géométrie des éprouvettes se ramène à des rectangles de dimensions  $160 \times 100 \text{ mm}^2$ . L'épaisseur quant à elle est constante et vaut  $e = 4,44 \text{ mm}$ .

## — Formulation

Les sollicitations de type impact étant régies par une très forte non-linéarité, nous avons choisi l'utilisation d'une formulation de type explicite. Bien que coûteuse en temps de calcul, elle permet toutefois un bon rendu des phénomènes dynamiques rapides non-linéaires.

### 3.2.1.3 Conditions de modélisation

Il convient de définir les techniques de modélisation sur la base des données expérimentales. Lors de la modélisation des impacts BV/BE, l'impacteur est modélisé par une coque rigide indéformable de forme hémisphérique de rayon  $8\text{ mm}$  à laquelle on associe une masse de  $3\text{ kg}$  pour l'impact de 20 Joules puis  $6\text{ kg}$  pour les impacts de 40 Joules et 50 Joules. Les énergies (cinétiques) sont calibrées en attribuant à l'impacteur des vitesses initiales (juste avant impact) conformes à celles mesurées lors de l'expérience (tableau 3.4).

TABLE 3.4 – Vitesses et énergies d'impact basse vitesse

Masse de l'impacteur (en $kg$ )	Vitesse (en $m/s$ )	Énergie d'impact (en $J$ )
3	3,68	20
6	3,68	40
	4,10	50

Pour ce qui est de la modélisation des impacts HV/HE, l'impacteur est modélisé par une coque rigide indéformable de forme sphérique de rayon  $8\text{ mm}$  à laquelle on associe une masse de  $16,8\text{ g}$ . Les énergies (cinétiques) sont calibrées en attribuant à l'impacteur les vitesses initiales conformes à celles mesurées lors de l'expérience (tableau 3.5).

TABLE 3.5 – Vitesses et énergies d'impact haute vitesse

Masse de l'impacteur (en $g$ )	Vitesse (en $m/s$ )	Énergie d'impact (en $J$ )
16,8	77	50
	109	100
	120	120

## 3.2.2 Approches méthodologiques

Rappelons que l'objectif premier de cette étude est de mettre en évidence les mécanismes d'endommagement et de déterminer qualitativement et quantitativement la taille des zones endommagées. Pour atteindre cet objectif, nous avons décidé d'utiliser deux approches numériques différentes, l'approche layup et l'approche discrète.

### 3.2.2.1 Approche layup

Cette approche correspond à un comportement global ou robuste de la structure. Cette approche est basée sur la théorie des coques planes où les différents plis sont représentés sur un plan  $2D$ . Le principal avantage de cette approche est qu'elle est moins coûteuse en temps de calcul mais son principal inconvénient est qu'elle ne permet pas de modéliser les interfaces. La modélisation de type layup donne le comportement global des plis. Les critères d'endommagement utilisés ici sont ceux de Hashin. L'éprouvette est modélisée par une plaque  $2D$  et les éléments du maillage sont des coques conventionnelles minces à 4 nœuds. Ces éléments  $S4R$  sont des éléments coques classiques avec une intégration réduite disponibles dans la bibliothèque du code de calcul Abaqus [BAS11].

### 3.2.2.2 Approche discrète

Cette modélisation permet de mettre en lumière à la fois le comportement global des plis mais aussi les endommagements inter-plis. Il s'agit d'une approche avancée où les plis et les interfaces du composite sont représentés de manière distincte. Dans le code Abaqus, il existe deux manières différentes de représenter le comportement cohésif des interfaces. La première est celle des éléments cohésifs. Il s'agit de créer entre les plis du composite des zones d'épaisseur « nulle » (ou très faibles par rapport à l'épaisseur des plis) et leur affecter des caractéristiques cohésives. La seconde manière consiste à définir des lois cohésives pour modéliser le contact entre les plis du composite. Les éléments utilisés pour la modélisation des plis sont des éléments de coque volumique à intégration réduite disponibles dans Abaqus sous l'appellation « éléments coques continus » sous la référence  $SC8R$ . Ils sont obtenus en extrudant un maillage non réglé  $2D$  composé d'éléments de coque  $S4$  dans la direction de l'épaisseur. Ces éléments volumiques sont, tout comme les éléments coques classiques, particulièrement adaptés pour les structures élancées (état plan de contrainte). Ils ont enfin l'avantage de pouvoir être empilés, ce qui les rend particulièrement intéressants pour les matériaux stratifiés. Chaque pli possède une épaisseur de  $0,37\text{ mm}$  et contient ainsi 1 élément dans l'épaisseur. L'éprouvette est ainsi maillée avec 12 éléments dans l'épaisseur. Les critères d'endommagement utilisés ici sont ceux de Hashin pour les plis, la contrainte quadratique pour l'initiation des endommagements des surfaces cohésives et le critère énergétique de Benzeggagh-Kenane pour la propagation des délaminages.

## 3.2.3 Résultats des modèles layup

### 3.2.3.1 Impact BV/BE 20 J

#### Déflexion de la plaque

L'impact BV/BE impose à la plaque une sollicitation de type flexion. Nous commencerons par analyser la déflexion de cette dernière. Pour cela, nous allons suivre le déplacement du point de contact du projectile et de la plaque. Dans le graphe de la figure 3.6 nous traçons ainsi la déflexion de la plaque en fonction du temps.

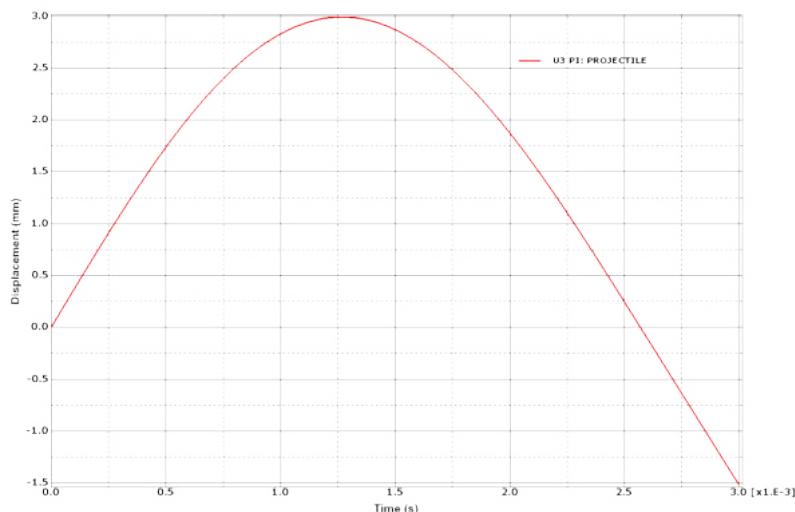


FIGURE 3.6 – Déflexion de la plaque du modèle layup d'impact BV/BE 20 J

Au vue de la tendance de cette courbe, nous confirmons que la plaque est bien soumise à une flexion. Cela se traduit par un aller et retour. La phase d'aller est causée par l'impacteur sous l'effet de sa vitesse et donc de son énergie cinétique. Il fait fléchir la plaque jusqu'à ce que sa vitesse soit nulle. Au cours de cette phase aller, la plaque emmagasine de l'énergie élastique qu'elle restitue ensuite à l'impacteur, caractérisant ainsi la phase retour. À l'instant où la vitesse de l'impacteur s'annule la plaque atteint sa flèche maximale  $z = 2,99 \text{ mm}$  à l'instant  $t = 1,24 \text{ ms}$ . Enfin, on remarque que la phase aller est légèrement plus rapide que celle du retour. L'énergie totale, caractérisée initialement par l'énergie cinétique n'a pas été seulement consommée en énergie élastique. Cette différence d'énergie cinétique entre l'aller et le retour indique qu'une partie de l'énergie a été consommée autrement qu'en énergie de déformation. Il est alors intéressant de pousser la réflexion en ce qui concerne l'évolution des énergies durant l'impact.

### Évolution des énergies

Il s'agit ici de tracer les énergies calculées lors de la modélisation de l'impact BV/BE. Ces énergies sont représentées en fonction du temps sur la figure 3.7, et on peut alors suivre les évolution temporelles de : l'énergie totale (Total), l'énergie cinétique (Kinetic), l'énergie de déformation (Strain), l'énergie interne (Internal), l'énergie d'endommagement dissipée (Damage) et l'énergie artificielle ou énergie de Hourglass (Hourglass) en fonction du temps. Nous avons décidé de joindre à ces énergies la courbe de déflexion de la plaque présentée précédemment sur la figure 3.6.

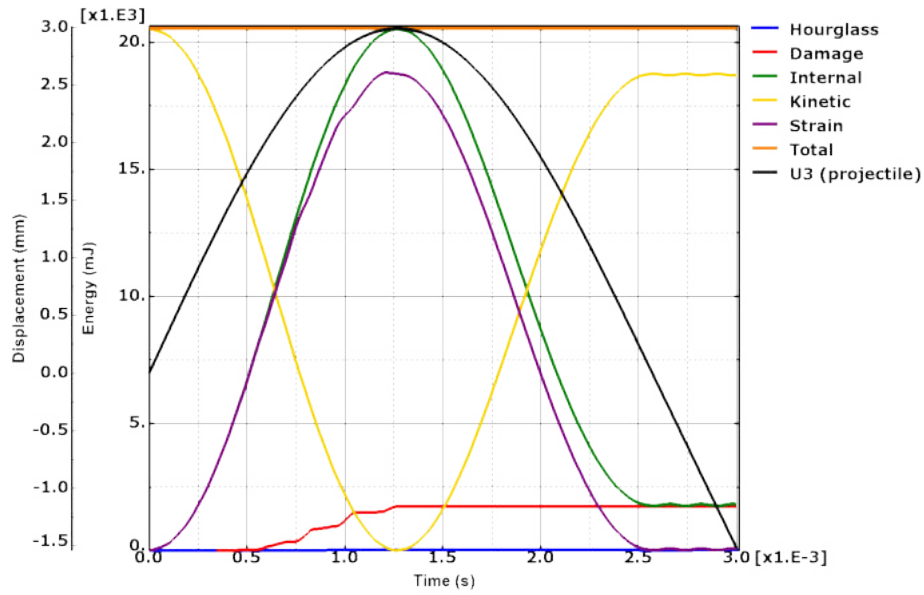


FIGURE 3.7 – Évolution des énergies et de la déflexion du modèle layup d'impact BV/BE 20 J

Le premier constat concernant ce bilan énergétique concerne le fait que l'énergie totale (Total) reste constante durant la simulation. Ceci est en accord avec le principe de conservation de l'énergie totale. Afin de valider ce principe de conservation de l'énergie totale et pour s'assurer qu'aucun problème numérique n'ait eu lieu, nous vérifions l'évolution de l'énergie de Hourglass (Hourglass). Dans la modélisation, nous avons utilisé des éléments à 4 noeuds avec une intégration réduite. L'utilisation de ce type d'élément peut conduire à des modes de déformation à énergie nulle, appelés modes de Hourglass qu'il faut prévenir au cours de la simulation [FB81]. Lors de l'impact, les éléments subissent des distorsions sévères, qui sont les principales causes des erreurs numériques. Il est alors question d'affecter aux éléments une raideur et une viscosité artificielle pour atténuer respectivement l'amplitude et les oscillations de ces modes de déformation. Cela conduit à une énergie supplémentaire ajoutée artificiellement. Il est couramment admis dans la littérature que l'énergie artificielle imposée aux éléments pour prévenir les modes de Hourglass ne doit pas excéder 3 – 5% de l'énergie interne du modèle. On constate, dans notre étude, que celle-ci reste très faible tout au long de la simulation.

Par ailleurs, on remarque que l'énergie d'endommagement (Damage) atteint sa valeur maximale (1,731 J) à l'instant de la déflexion maximale de la plaque. Ceci correspond aussi à la plus faible valeur de l'énergie cinétique (Kinetic) traduite par la vitesse nulle de l'impacteur à cet instant et à la valeur maximale de l'énergie de déformation (Strain). Par la suite l'énergie cinétique augmente du fait de l'impulsion donnée par la plaque à l'impacteur. Étudions le cas particulier de l'énergie interne (Internal). Cette énergie est la somme de l'énergie de déformation et de l'énergie d'endommagement :

$$Internal = Strain + Damage \quad (3.30)$$

Au début de la simulation, l'énergie d'endommagement étant nulle, l'énergie interne correspond à l'énergie de déformation de la plaque sous l'effet de la flexion imposée par l'impacteur. Dès que les premiers endommagements apparaissent, une partie de l'énergie interne se dissipe sous forme



d'énergie d'endommagement jusqu'à atteindre une valeur maximale à la déflexion maximale de la plaque. Cette énergie maximale d'endommagement reste constante jusqu'à la fin de la simulation, tandis que l'énergie de déformation diminue, entraînant une diminution de l'énergie interne, jusqu'à une valeur constante qui correspond à l'énergie maximale d'endommagement dans la plaque après impact.

Après avoir évalué et analysé l'évolution globale des énergies durant l'impact, nous nous intéressons à présent à la répartition et la localisation des endommagements dans la plaque après impact.

### Cartographie des endommagements

Nous avons vu que la plaque sous impact est soumise à une flexion à l'origine de contraintes de traction et de compression. Les critères de Hashin utilisés pour la simulation des endommagements nous permettent alors de visualiser les endommagements dus à la traction et à la compression dans les fibres et dans la matrice. La figure 3.8 présente l'ensemble de ces endommagements.

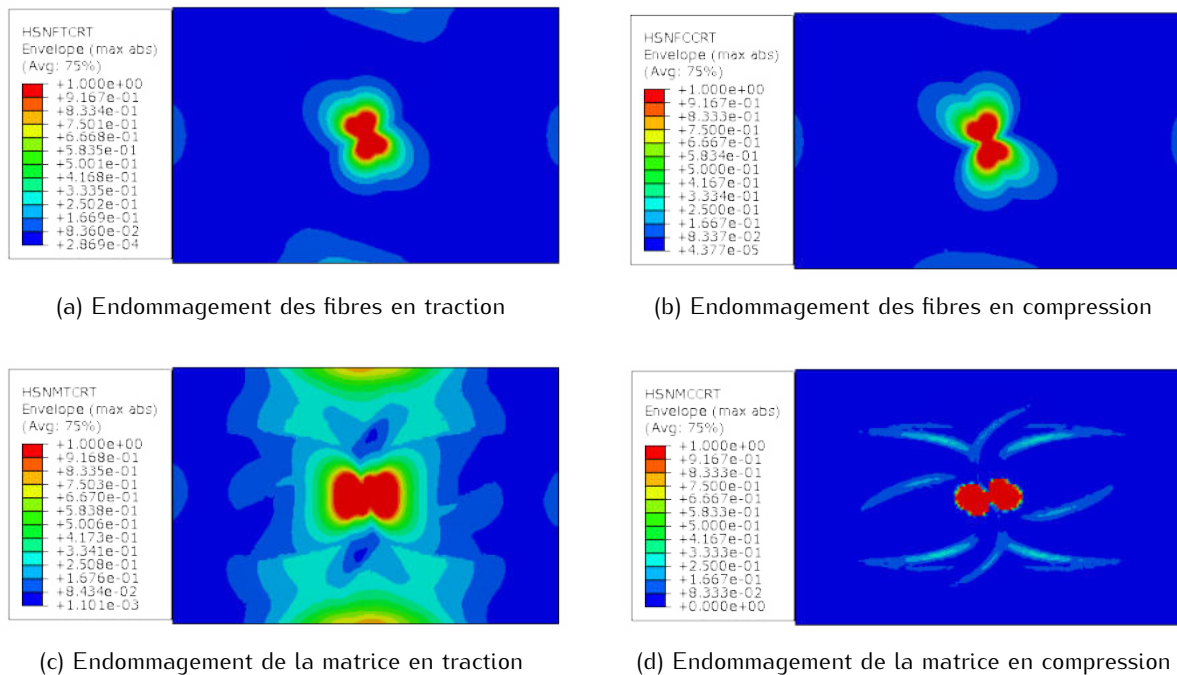


FIGURE 3.8 – Cartographie des endommagements de Hashin du modèle layup d'impact BV/BE 20 J

Comme on pouvait s'y attendre, on constate que les endommagements ne sont pas identiques dans les fibres et dans la matrice. On constate en outre que la sollicitation de traction est plus endommageante que celle de compression. En ce qui concerne les endommagements dans les fibres, on peut distinguer les orientations de ces endommagements conformément à la séquence d'empilement des plis. On voit en effet que ceux-ci sont orientés selon les angles  $0^\circ$  et  $45^\circ$ , qui sont les directions des fibres. Enfin, en ce qui concerne la taille des zones endommagées, celle correspondant à la matrice en traction est la plus grande. Cette constatation reste conforme aux observations faites dans la littérature pour des impacts de faible énergie [CLL<sup>+</sup>15].

#### 3.2.3.2 Impact BV/BE 40 J et 50 J

## Déflexion de la plaque

Comme dans le cas précédent, nous commençons par analyser les déplacements du point de contact du projectile et de la plaque. Dans les graphes de la figure 3.9, nous traçons le déplacement normal de la plaque en fonction du temps.

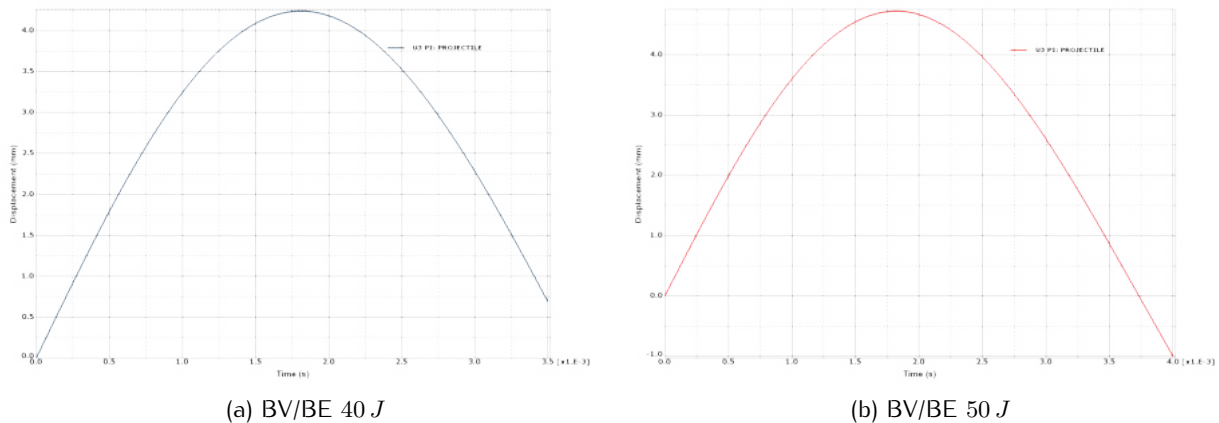


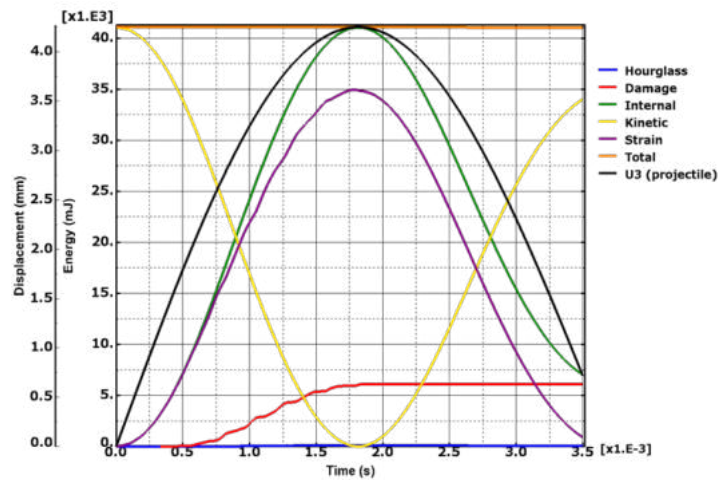
FIGURE 3.9 – Déflexion des modèles layup d'impact BV/BE 40 J et 50 J

Les constats faits précédemment restent valables, pour ces deux nouvelles énergies d'impact, et conformes à ceux faits pour la modélisation de l'impact à 20 J.

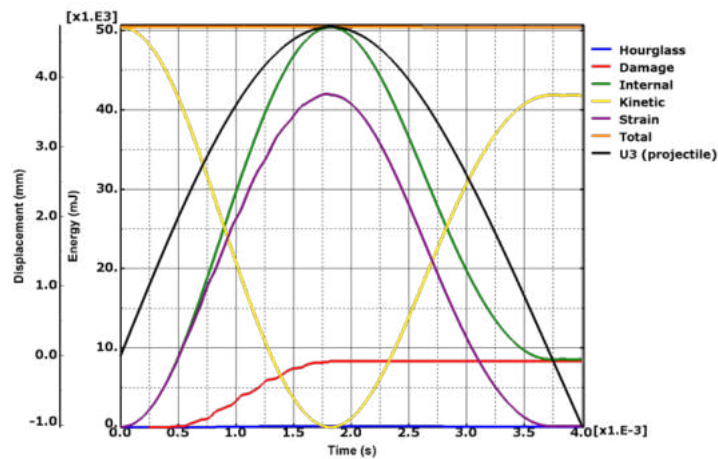
- Les plaques sont bien soumises à une flexion durant l'impact.
- Lorsque les déflexions maximales  $z_{40J} = 4,25\text{ mm}$  et  $z_{50J} = 4,72\text{ mm}$ , respectivement pour les impacts d'énergie 40 J et 50 J, sont atteintes, les plaques agissent sur le projectile et celui-ci est propulsé grâce aux énergies élastiques emmagasinées par les plaques.
- Les phases retour des plaque s'effectuent plus lentement que les phases aller, ce qui traduit une consommation énergétique.

Nous allons à présent effectuer le bilan énergétique de manière analogue à ce qui a été fait précédemment.

## Évolution des énergies



(a) BV/BE 40 J



(b) BV/BE 50 J

FIGURE 3.10 – Énergies et déflexion des modèles layup d'impact BV/BE 40 J et 50 J

Dans les graphes de la figure 3.10 on note à nouveau que l'énergie totale reste constante durant toute la simulation. L'énergie artificielle de Hourglass reste très faible durant la simulation pour les deux impacts. Par ailleurs, on remarque que l'énergie d'endommagement (Damage) croît jusqu'à une valeur maximale de 6,091 J et 8,367 J respectivement pour les modèles d'impact à 40 J et 50 J. Cette valeur maximale est atteinte à l'instant de la déflexion maximale de la plaque. Cette augmentation est de 37,4% entre les énergies d'impact de 40 J et 50 J, elle permet de valider le fait que l'énergie consommée par l'endommagement augmente avec l'énergie d'impact. Nous allons évaluer l'impact de cette augmentation sur les critères d'endommagement de type Hashin.

## Cartographie des endommagements

— Impact BV/BE 40 J

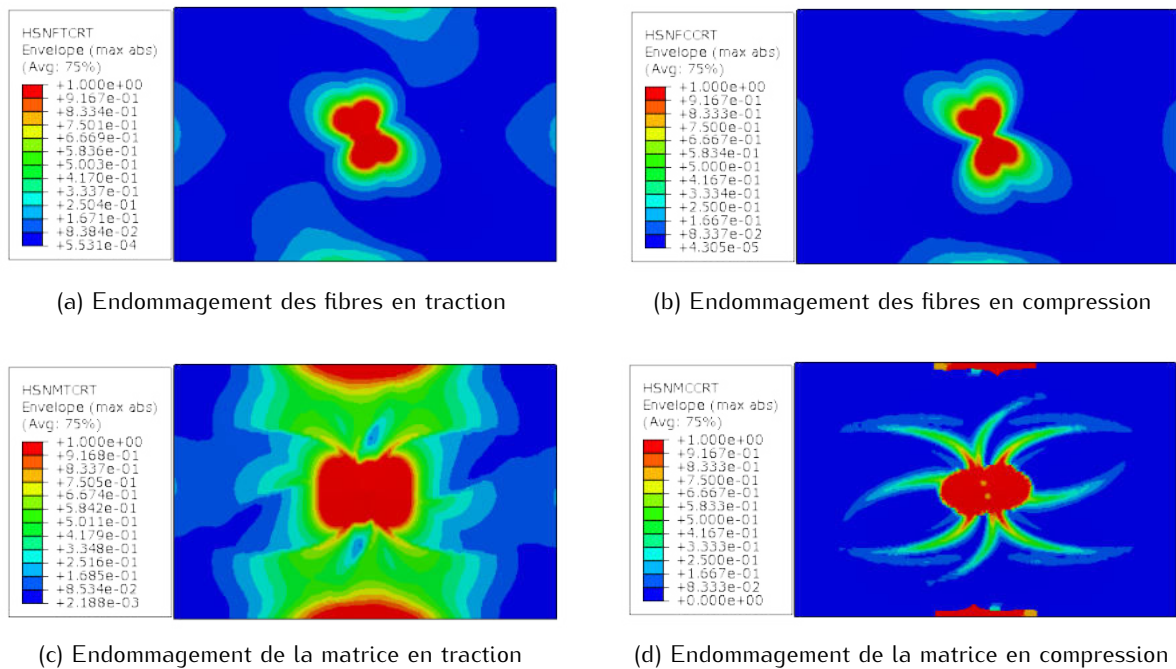


FIGURE 3.11 – Cartographie des endommagements des modèles layup d'impact BV/BE 40 J

— Impact BV/BE 50 J

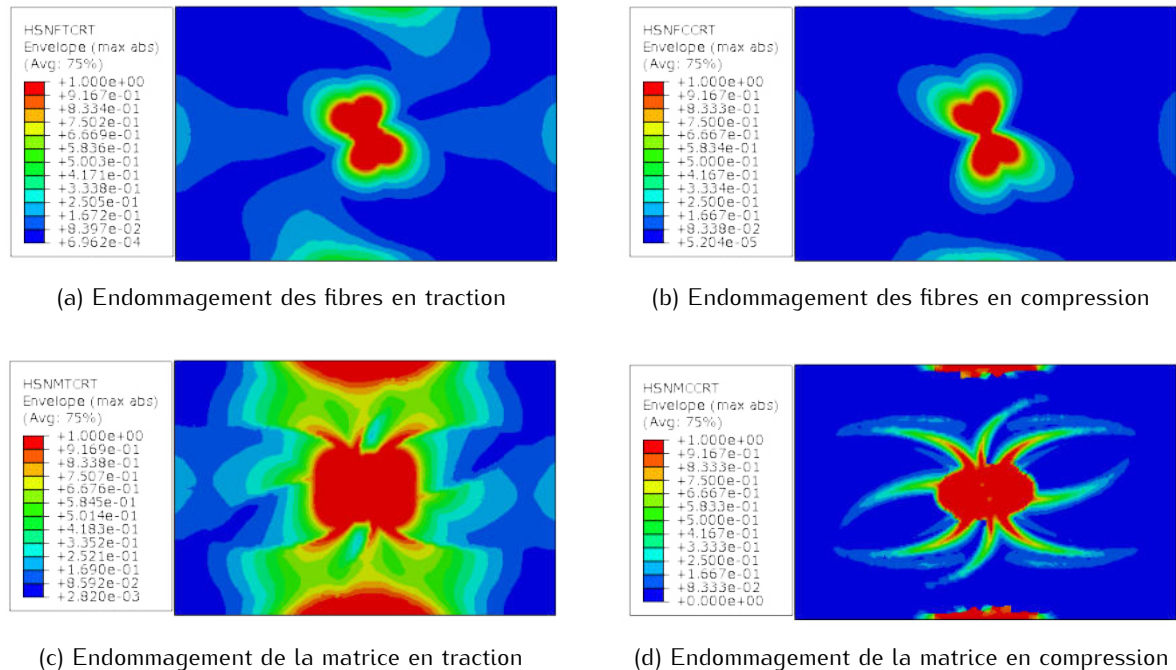


FIGURE 3.12 – Cartographie des endommagements des modèles layup d'impact BV/BE 50 J

Les deux figures 3.11 et 3.12 montrent les cartographies des endommagements pour les deux vi-

tesses d'impact. On remarque que les endommagements montrent les mêmes caractéristiques que celles observées pour l'impact à 20 J. Il s'agit de la mise en évidence que les endommagements liés aux fibres sont dans la direction des fibres. Sur les bords de la plaque, dans le sens de la largeur, on peut distinguer des endommagements plus ou moins importants. Ceci est principalement dû aux conditions aux limites appliquées sur nos modèles. Toutefois, dans notre étude, ce sont les endommagements au lieu d'impact (le centre de la plaque) qui sont ceux à considérer. Concernant la taille des zones endommagées, on remarque que celles liées à la matrice en traction sont les plus grandes. Enfin, on observe globalement une augmentation de la taille de la zone endommagée avec l'énergie d'impact. Toutefois, la taille des zones endommagées n'augmentent pas proportionnellement à l'énergie d'impact. Ceci pourrait s'expliquer par l'incompatibilité des critères de Hashin pour des énergies d'impact importantes. Il est alors intéressant de voir si cette tendance est observée pour des énergies d'impact plus élevées notamment le cas des impact HV/HE.

### 3.2.3.3 Impact HV/HE 50 J

Lors des impacts HV/HE, l'accent est principalement mis sur la vitesse du projectile plutôt que sur sa masse. Nous allons à nouveau observer la déflexion de la plaque à travers le déplacement du point d'impact plaque/projectile (figure 3.13).

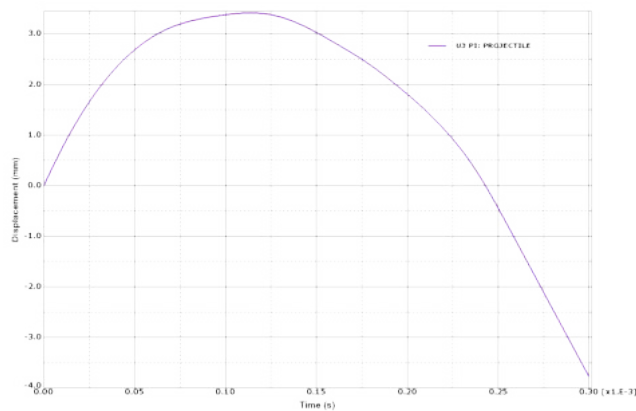


FIGURE 3.13 – Déflexion de la plaque du modèle d'impact HV/HE 50 J

A nouveau, on distingue bien les phases aller et retour, sur la figure 3.13, avec la même tendance concernant la phase aller qui dure moins longtemps que celle du retour. Cependant, comparativement au cas des impact BV/BE la flexion de la plaque s'effectue bien plus rapidement. Par exemple dans le cas de l'impact BV/BE à 20 J, il a fallu 2,5 ms à la plaque pour effectuer un aller et retour alors que dans le cas présent, il n'a fallu que 0,24 ms pour un aller et retour d'amplitude équivalente. Nous pouvons donc conclure que durant un test d'impact HV/HE, le temps de contact entre la plaque est le projectile est très court relativement à celui d'un impact BV/BE. Cette observation est conforme aux observations de la littérature [OLS00]. Il est alors intéressant d'observer le comportement de la plaque en elle-même. La figure 3.14 montre le déplacement du point d'impact en fonction du temps.

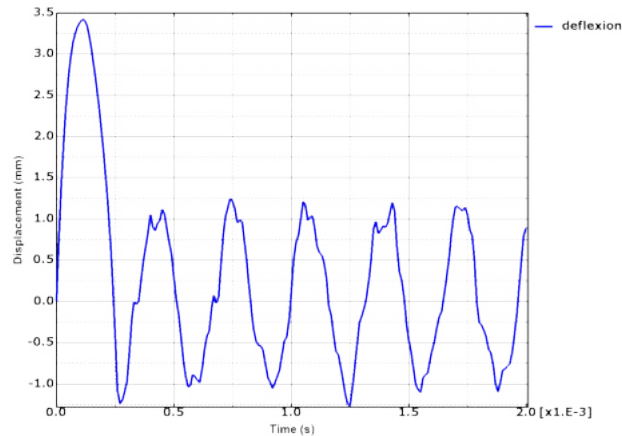


FIGURE 3.14 – Déplacement du point d'impact du modèle d'impact HV/HE 50 J

Après que la plaque soit revenue à sa position initiale à l'instant 0,24 ms, on remarque qu'elle adopte un mouvement oscillatoire autour de sa position d'équilibre comme illustré sur la figure 3.14. Ces oscillations sont dues à la propagation d'ondes élastiques au sein de la plaque après que l'impacteur ait quitté le contact avec la plaque comme le prévoit la littérature [CM89]. Il devient alors nécessaire de vérifier si ces oscillations ont un impact sur le bilan énergétique.

### Évolution des énergies

La figure 3.15 présente la variation temporelle des énergies au cours de l'impact.

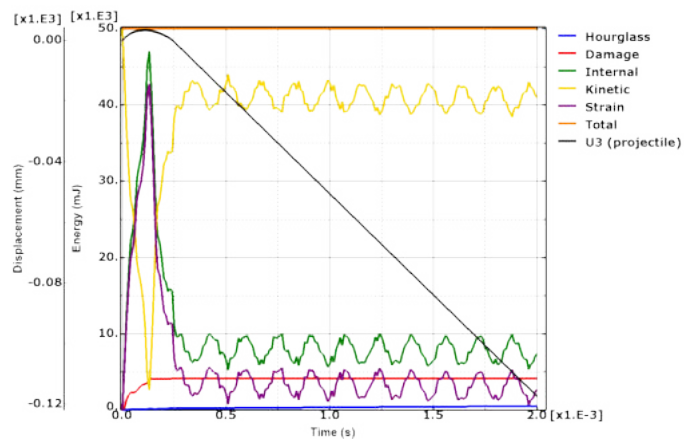


FIGURE 3.15 – Énergies et déflexion du modèle d'impact HV/HE 50 J

On remarque que le phénomène oscillatoire de la plaque observé précédemment se manifeste sur les énergies cinétique (Kinetic), interne (Internal) et de déformation (Strain) comme illustré sur la figure 3.15. Ces oscillations n'ont cependant aucun effet sur l'énergie d'endommagement (Damage) de la plaque qui reste constante dès l'instant où elle atteint sa valeur maximale ( $E_{Damage} = 4,135 J$ ). Contrairement au cas des impacts BV/BE, cette valeur maximale n'est pas atteinte à l'instant où la déflexion de la plaque est maximale. Il faut cependant noter que les endommagements dans le cas des impact HV/HE apparaissent assez rapidement comparativement aux impacts BV/BE. On observe, par exemple, que l'énergie d'endommagement commence à croître dès l'instant  $t = 5 \mu s$  alors que



dans le cas de l'impact BV/BE de 50 J, les premiers endommagements apparaissent à  $t = 0,26 \text{ ms}$ , ceci est bien sûr à mettre en relation avec la vitesse d'impact qui n'est pas du même ordre, mais la différence subsiste. On peut conclure que les impacts HV/HE créent des endommagements « quasi » instantanés. Pour assurer la validité de la modélisation, nous observons bien que l'énergie artificielle liée aux déformations de Hourglass reste toujours très faible et que l'énergie totale reste constante durant toute la modélisation. Nous allons dans la suite, à nouveau, évaluer l'état d'endommagement de la plaque à travers la cartographie des endommagements liés aux critères de Hashin.

### Cartographie des endommagements

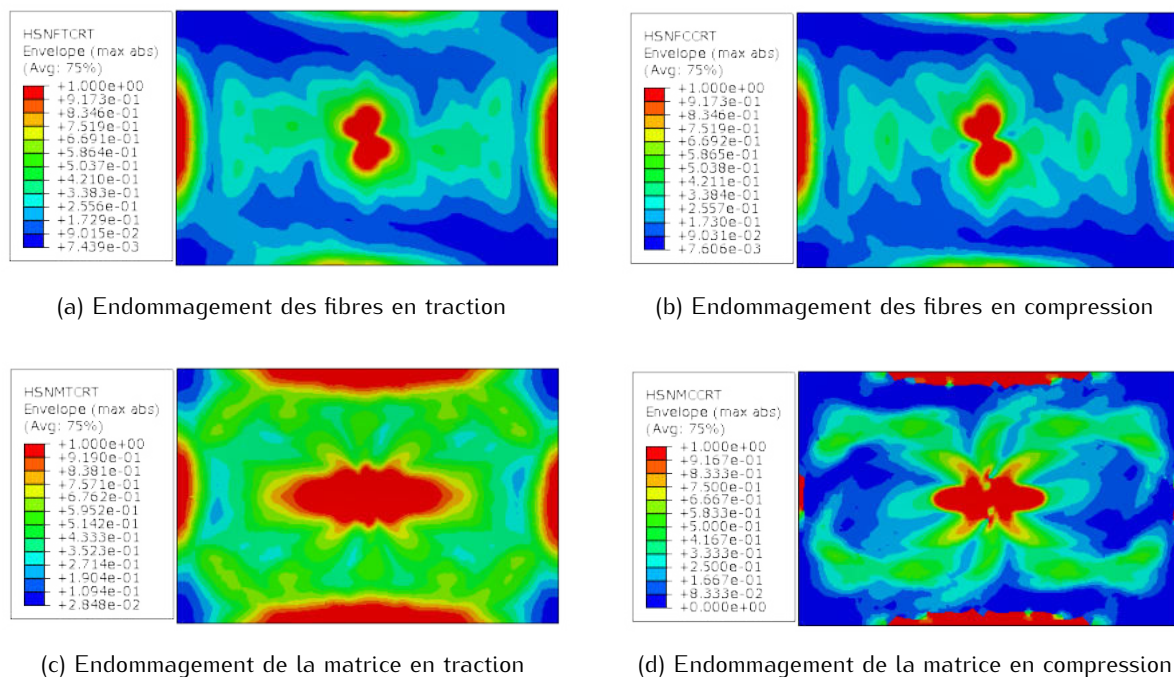


FIGURE 3.16 – Cartographie des endommagements de Hashin du modèle layup d'impact HV/HE 50 J

Les endommagements observés sur la figure 3.16 liés aux fibres restent conformes à la configuration de la plaque, on peut distinguer nettement les orientations  $0^\circ$  et  $45^\circ$  de la séquence d'empilement dans le cas des endommagements des fibres en traction et des fibres en compression. Dans le cas des endommagements liés à la matrice, ceux-ci semblent s'étendre davantage dans le sens longitudinal de la plaque. Et comme dans le cas des impacts BV/BE, les endommagements de matrice en traction sont les plus importants. Il reste néanmoins intéressant de vérifier ces observations dans le cas d'énergies d'impact encore plus importantes.

#### 3.2.3.4 Impact HV/HE 100 J et 120 J

##### Déflexion de la plaque

Comme dans le précédent cas, nous commençons par analyser les déflexions de la plaque en traçant le déplacement du point de contact du projectile et de la plaque au cours du temps.

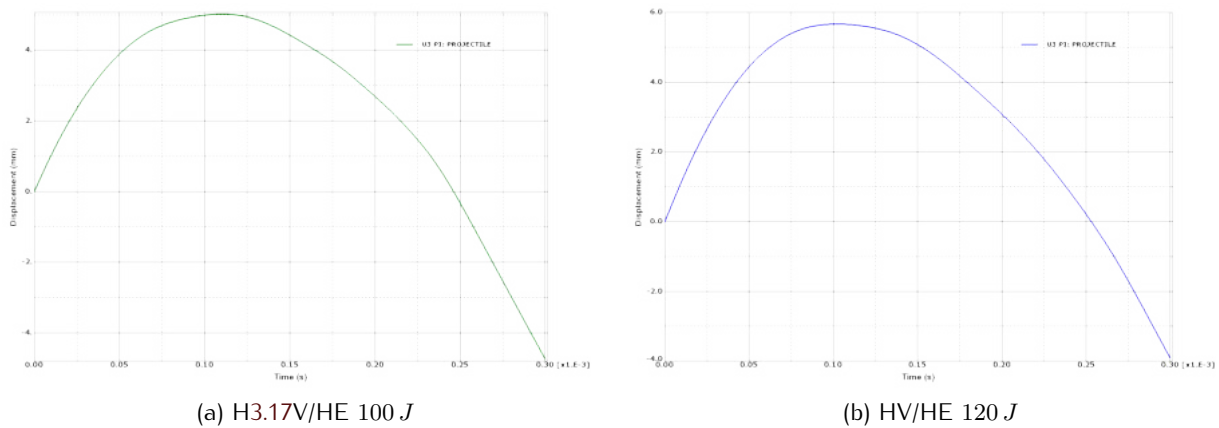


FIGURE 3.17 – Déflexion de la plaque des modèles layup d'impact 100 J et 120 J

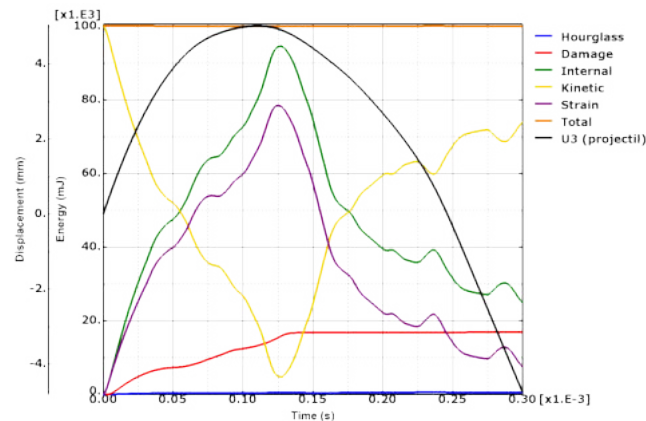
Les constats faits précédemment restent identiques à ceux observés pour la modélisation avec les nouvelles énergies d'impact à 100 J et 120 J et reportés sur la figure 3.17.

- Les plaques sont soumises à une flexion durant l'impact.
- Lorsque les déflexions maximales  $z_{100J} = 5,02 \text{ mm}$  et  $z_{120J} = 5,66 \text{ mm}$ , respectivement pour les impacts d'énergie 100 J et 120 J, sont atteintes, les plaque agissent sur les projectiles et ceux-ci sont propulsés grâce aux énergies emmagasinées par les plaques dans les phase aller.
- Les phases retour des plaques s'effectuent plus lentement que les phases aller, ce qui permet de conclure qu'une partie de l'énergie est consommée par un phénomène qui ne correspond pas à de la déformation élastique.

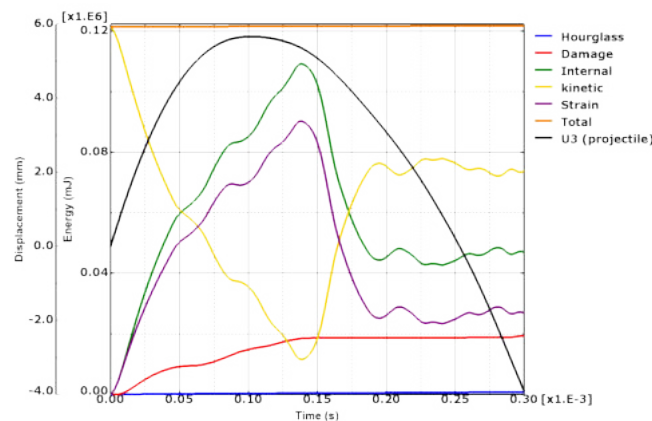
Nous allons à présent effectuer le bilan énergétique en analysant les évolutions des énergies durant l'impact.



## Évolution des énergies



(a) HV/HE 100 J



(b) HV/HE 120 J

FIGURE 3.18 – Évolution des énergies des modèles layup d'impact HV/HE 100 J et 120 J

Nous constatons d'après les tracés de la figure 3.18 que les énergies totales restent à nouveau constantes durant toute la simulation dans les deux cas. L'énergie artificielle de Hourglass reste très faible durant les simulations ce qui traduit la validité du problème vis à vis de la sous-intégration des éléments. Ceci permet de conclure que nos modélisation ne sont pas erronées de ce point de vue. Nous avons remarqué précédemment que les phénomènes d'oscillation observés en fin de simulation n'ont aucun impact sur l'énergie d'endommagement de la plaque. Cela se confirme dans le cas des impact HV/HE de 100 J et 120 J, car les énergies d'endommagement restent stables et constantes dès qu'elles atteignent leurs valeurs maximales. Il faut par ailleurs noter que l'écart entre l'instant où la plaque atteint sa déflexion maximale et l'instant où l'énergie d'endommagement atteint sa valeur maximale augmente avec l'énergie d'impact. Nous observons enfin une augmentation de l'énergie d'endommagement avec l'énergie d'impact.

## Cartographie des endommagements

— Impact HV/HE 100 J

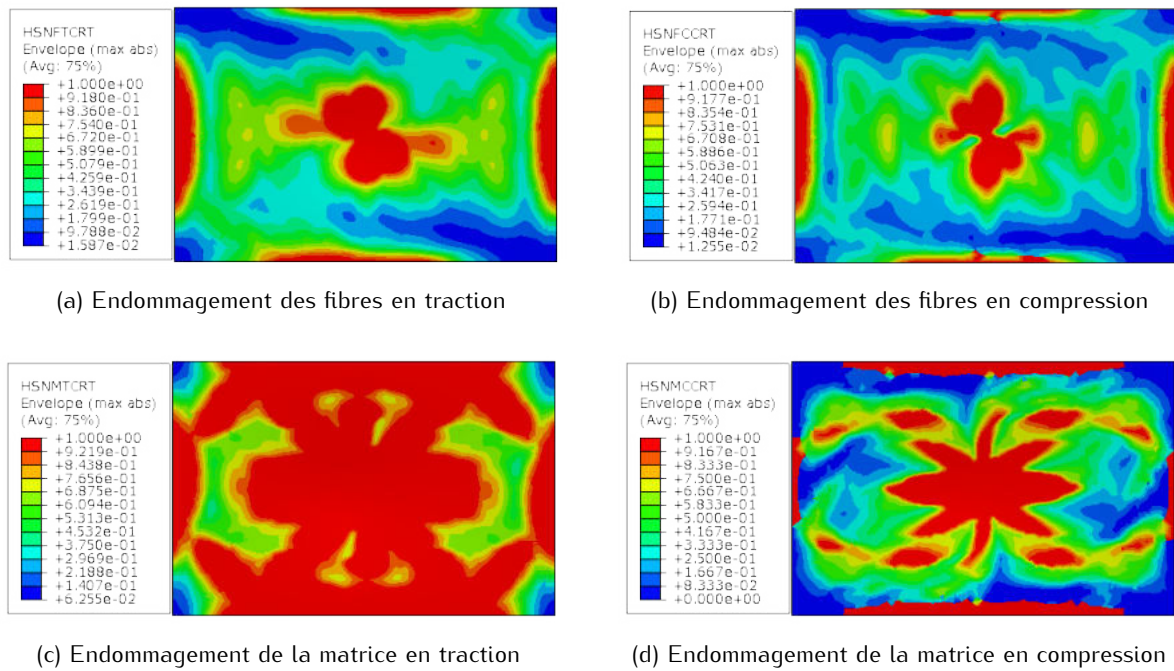


FIGURE 3.19 – Cartographie des endommagements de Hashin du modèle layup d'impact HV/HE 100 J

— Impact HV/HE 120 J

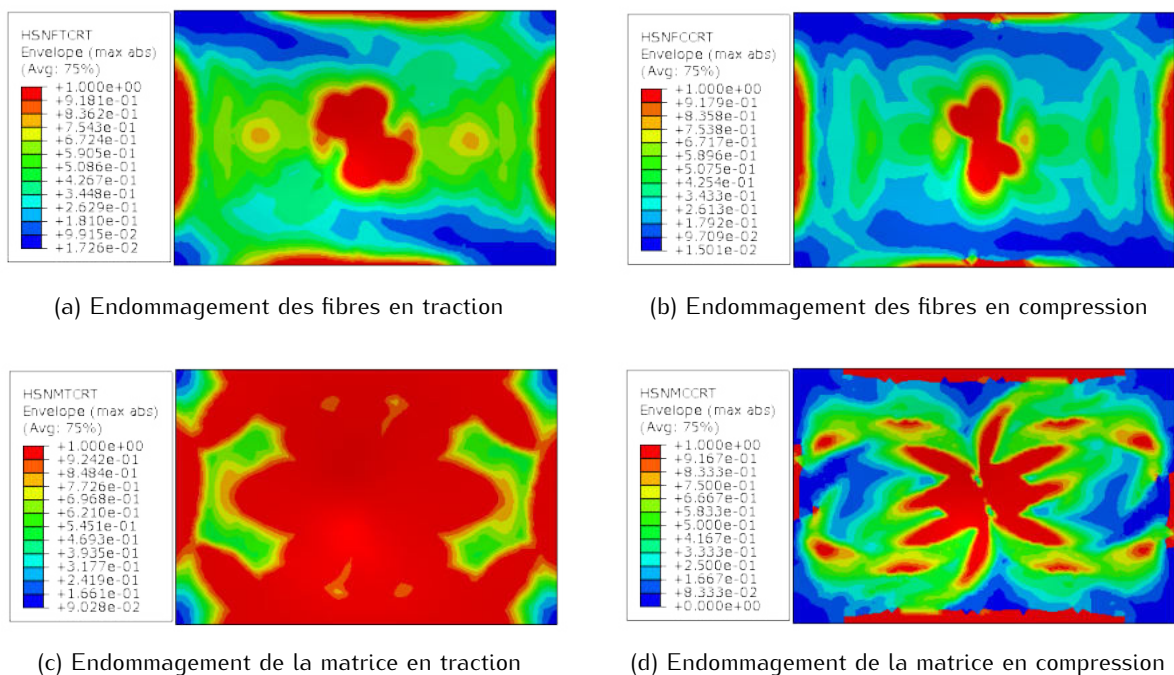


FIGURE 3.20 – Cartographie des endommagements de Hashin du modèle layup d'impact HV/HE 120 J

On observe, sur les figures 3.19 et 3.20, que l'orientation des endommagements dans les fibres, c'est-à-dire les critères de Hashin en traction et en compression des fibres dans le pli, sont en concordance avec l'orientation des plis de la séquence d'empilement du composite. La seconde remarque concerne l'augmentation de la taille des zones endommagées avec l'énergie d'impact. Ils faut remarquer que, comme dans le cas des impact BV/BE à 40 J et 50 J, les endommagements liés aux critères de Hashin augmentent très fortement et semblent devenir incohérents. Les constatations faites précédemment concernant la stabilité de ce critère avec les sollicitations dynamiques sont renforcées. Rappelons que, dans les paramètres des critères de Hashin figurent les valeurs des contraintes admissibles du matériau. Or, ces valeurs admissibles ont été déterminées par des essais de traction et de compression en sollicitation quasi-statique. L'impact étant une sollicitation dynamique rapide, il aurait été intéressant de prendre en compte des paramètres dynamiques dans l'établissement de ce critère. Se pose alors le problème crucial en dynamique de l'identification de ces paramètres dans des gammes de vitesse de sollicitation proches de celles rencontrées en service. Pour cette identification, on peut imaginer par exemple des essais de traction, compression et cisaillement dynamiques sur matériaux composites, mais les moyens de mise en œuvre et de mesure sont limitatifs dans ce domaine.

### 3.2.3.5 Synthèse des modélisations de l'approche layup

Les modélisations numériques effectuées selon l'approche layup nous ont permis d'explorer de manière globale le comportement de la plaque lors d'une sollicitation d'impact. Il convient de rappeler que lors de l'impact, la plaque est soumise à une flexion. Lors de la phase aller, l'impacteur agit sur la plaque et lors de la phase retour la plaque agit sur l'impacteur en libérant, comme dans un système à ressort, l'énergie emmagasinée lors de la phase aller. Nous avons aussi remarqué que, globalement, le temps que met la plaque pour atteindre son déplacement transverse maximal est plus petit que celui qu'elle met pour revenir à sa position initiale. Il apparaît également que les endommagements d'impact se font essentiellement lors de la phase aller pour les impacts BV/BE. Lorsque la déflexion maximale est atteinte, l'énergie d'endommagement atteint sa valeur maximale et reste constante jusqu'à la fin de la simulation. Nous avons aussi remarqué que lors des impact HV/HE, il se produit des oscillations résiduelles sur la plaque mais que ces oscillations n'ont aucun impact en ce qui concerne la variation de l'endommagement. Il est aussi à noter que le critère de Hashin semble ne pas être adapté à des sollicitations fortement dynamiques du fait de la non prise en compte dans sa formulation de ces mêmes paramètres dynamiques. L'une des limites de l'approche layup est qu'elle ne permet pas de visualiser le comportement des interfaces du composite. Nous allons, dans la suite, étudier l'impact sur composite selon la formulation discrète afin de faire une comparaison avec le modèle de type layup.

## 3.2.4 Résultats des modèles discrets

### 3.2.4.1 Impact BV/BE 20 J

Des travaux antérieurs [SPG16, SPG18, GAR11, CLL<sup>+</sup>15, TAN15] et les constatations faites précédemment ont montré que les endommagements les plus importants ont lieu dans la matrice. Ces

endommagements sont provoqués principalement par les sollicitations de traction, de compression et le délaminage. Nous allons commencer par analyser le déplacement de la plaque lors de l'impact de manière analogue à ce qui a été fait précédemment.

### Déflexion de la plaque

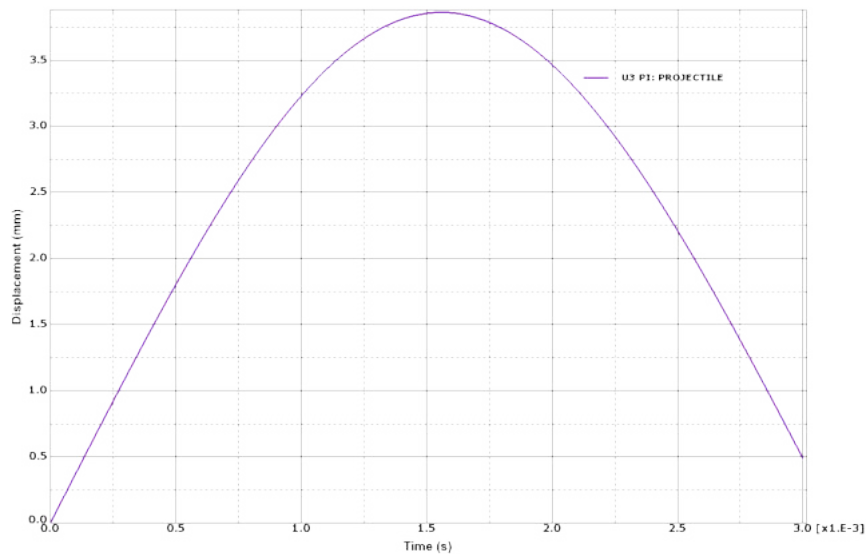


FIGURE 3.21 – Déflexion de la plaque du modèle discret d'impact BV/BE 20 J

On relève, sur la figure 3.21, que la flèche maximale  $z = 3,86 \text{ mm}$  est atteinte à l'instant  $t = 1,56 \text{ ms}$ . Juste après, la phase retour est initiée et la plaque retourne à sa position initiale. Il convient dans la suite d'évaluer le bilan énergétique de la plaque pendant l'impact et vis à vis de cette déflexion.

### Bilan énergétique

Nous traçons sur la figure 3.22 l'ensemble des énergies ainsi que le déplacement de la plaque en fonction du temps. Ces énergies sont à nouveau : l'énergie totale (Total), l'énergie cinétique (Kinetic), l'énergie de déformation (Strain), l'énergie interne (Internal), l'énergie d'endommagement dissipée (Damage) et l'énergie artificielle ou énergie de Hourglass (Hourglass) en fonction du temps. Nous avons décidé de joindre à ces énergies la courbe de déflexion de la peau inférieure de la plaque (c'est à dire celle opposée à la zone de l'impact).

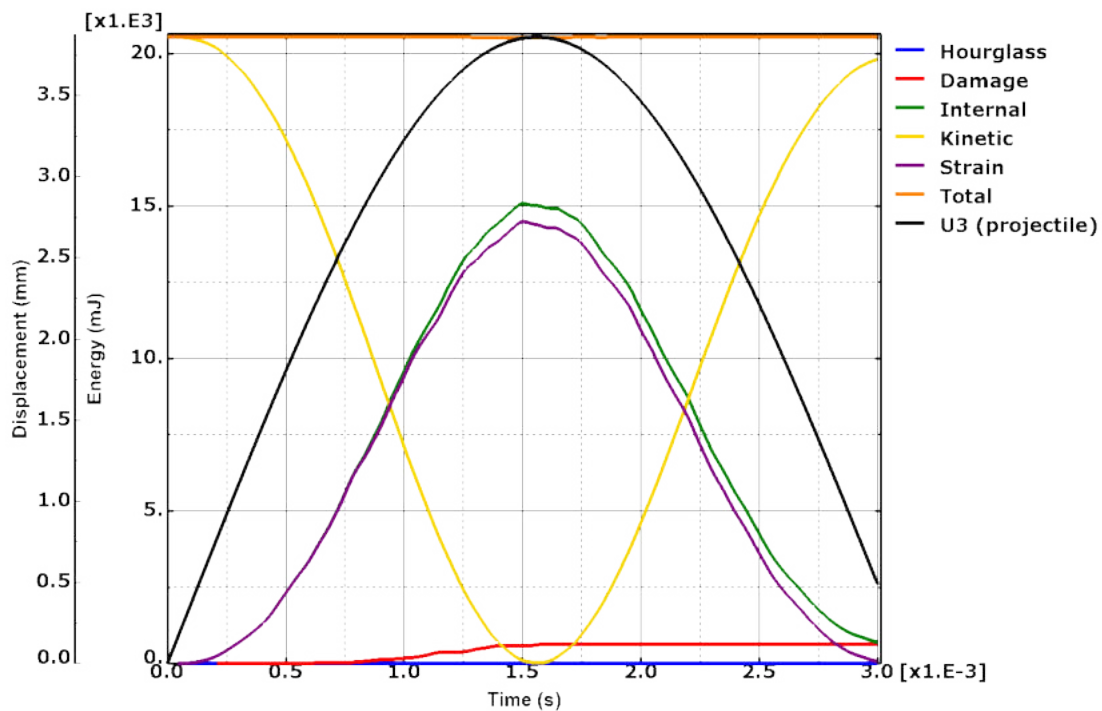


FIGURE 3.22 – Énergies et déflexion du modèle discret d'impact 20 J

La première analyse concerne à nouveau la valeur fixe de l'énergie totale (Total) durant la simulation, en accord avec le principe de conservation de l'énergie totale. L'énergie artificielle (Hourglass) reste comme précédemment très faible durant la simulation. Pour ce qui est de l'énergie d'endommagement (Damage), elle atteint sa valeur maximale de 1,731 J à l'instant de la déflexion maximale de la plaque. Notons cependant que les premiers endommagements apparaissent à l'instant  $t = 0,22 \text{ ms}$  ce qui se manifeste par le fait qu'à cet instant l'énergie d'endommagement commence à croître. A la fin de la simulation l'énergie de déformation est nulle, preuve que la plaque a bien repris sa position initiale.

### Cartographie des endommagements

Nous allons présenter les endommagements liés au critère de Hashin pour les fibres en traction et la matrice en traction. Nous présenterons ensuite les délaminages dans les interfaces.

— Zones endommagées avec les critères de Hashin

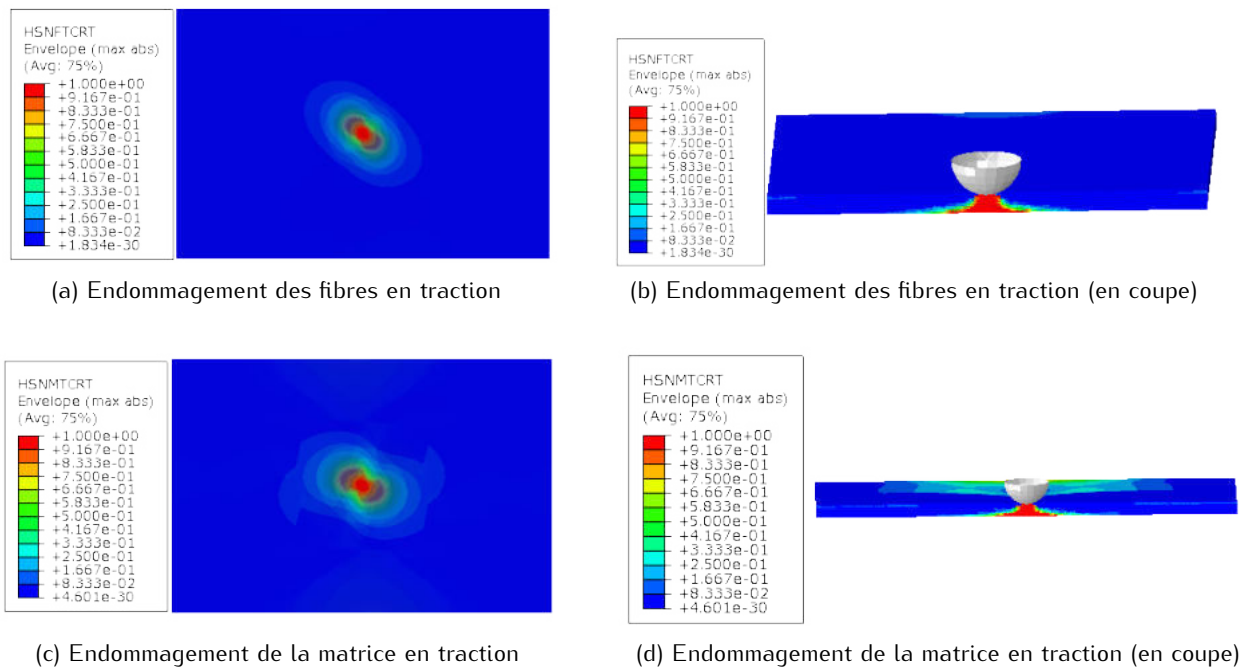


FIGURE 3.23 – Cartographie des endommagements de Hashin du modèle d'impact BV/BE 20 J

Les endommagements dans l'épaisseur, présentés sur la figure 3.23, restent conformes aux observations de la littérature. On remarque en effet que les endommagements forment un cône ou tronc de cône dont le sommet est situé au lieu de l'impact. En effet, plus on s'éloigne de ce point d'impact plus les endommagements sont importants. On peut aussi observer la mise en évidence des angles de la séquence d'empilement dans les différents endommagements. Toutefois il est important d'évaluer l'état d'endommagement par délaminage, qui se situe au niveau de l'interface.

— Zones endommagées par délaminage

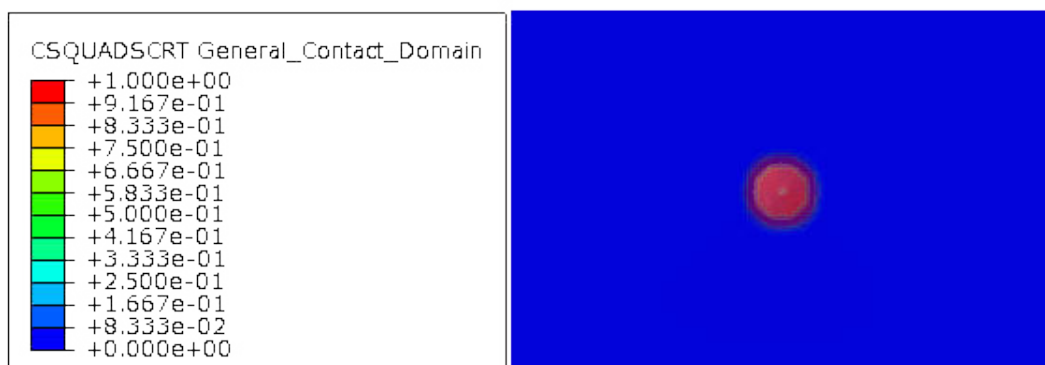


FIGURE 3.24 – Délaminage du modèle d'impact BV/BE 20 J

Comme montré sur la figure 3.24, les délaminages se concentrent autour du point d'impact et présentent une forme circulaire à légère tendance elliptique. Dans la littérature, il est admis que ces

endommagements par délaminage sont les plus critiques pour les composites. On remarque effectivement qu'en termes de taille, les zones délaminées sont plus étendues. Nous avons renouveler cette étude pour le cas d'énergies plus importantes et observer si la tendance reste la même.

### 3.2.4.2 Impact BV/BE 40 J et 50 J

#### Déflexion de la plaque

Le post-traitement de ces cas a été réalisé en respectant la même démarche que précédemment.

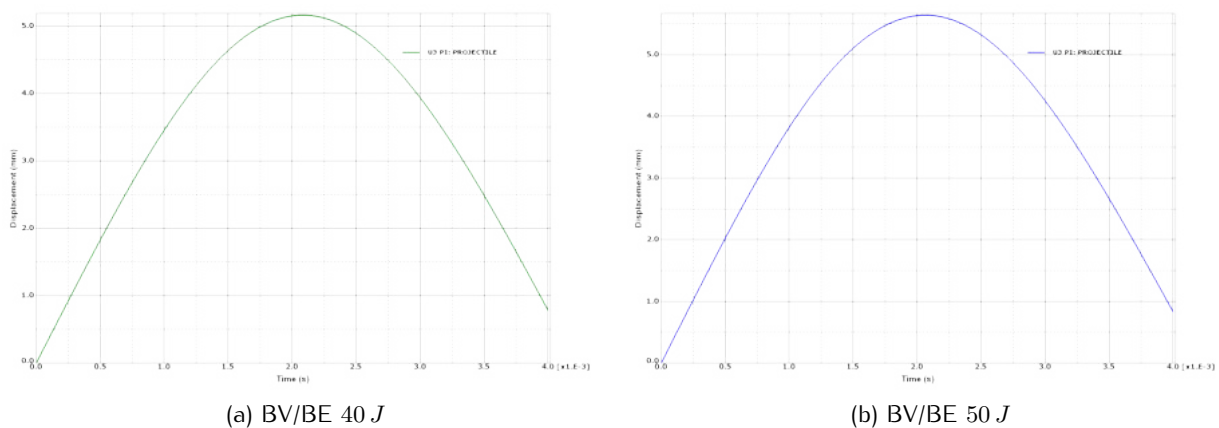


FIGURE 3.25 – Déflexion de la plaque des modèles d'impact BV/BE 40 J et 50 J

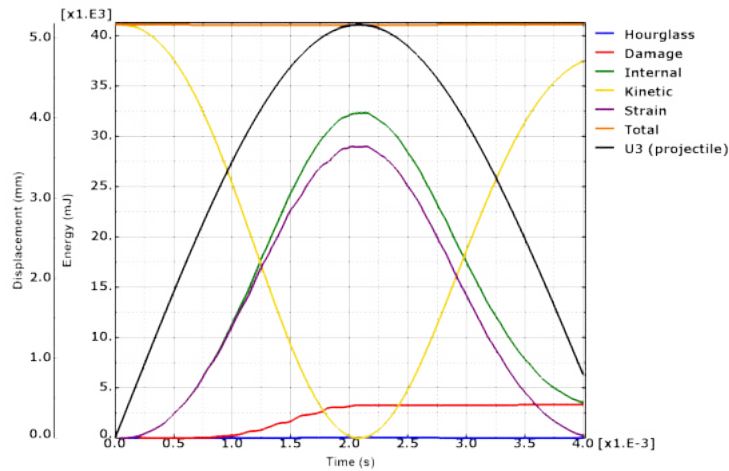
Les constats faits précédemment restent identiques à ceux observés pour la modélisation des impacts à 40 J et 50 J et reportés sur la figure 3.26.

- L'impact sur la plaque engendre son déplacement transverse avec stockage de l'énergie élastique qui sera par la suite restituée au projectile.
- Lorsque les déflexions maximales  $z_{40J} = 5,16 \text{ mm}$  et  $z_{50J} = 5,64 \text{ mm}$  respectivement pour les impacts d'énergie 40 J et 50 J sont atteintes, les plaques agissent sur les projectile et ceux si sont propulsées grâce aux énergies emmagasinées par les plaques dans les phase aller. Il est cependant important de remarquer que ces déflexions maximales sont atteintes presque aux mêmes instants à savoir  $t_{40J} = 2,08 \text{ ms}$  et  $t_{50J} = 2,06 \text{ ms}$ .

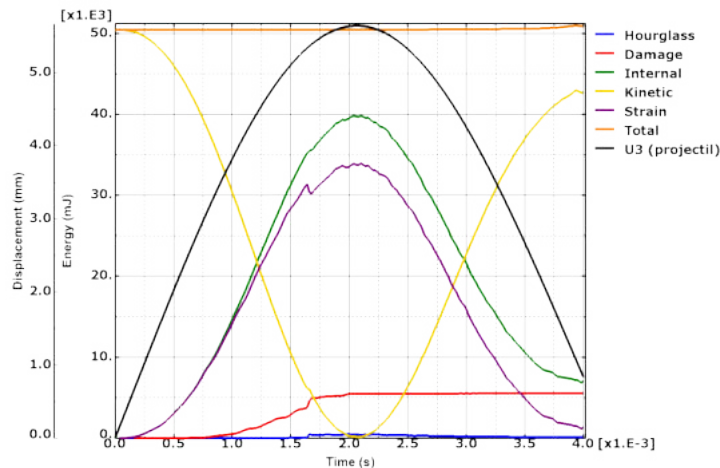
Intéressons nous maintenant au bilan énergétique.



## Évolution des énergies



(a) BV/BE 40 J



(b) BV/BE 50 J

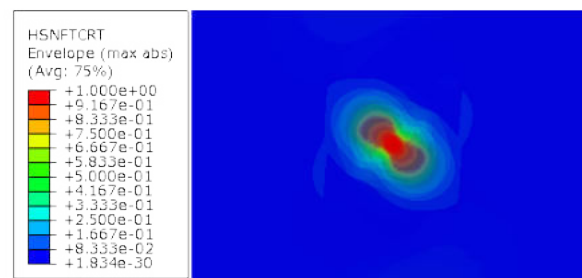
FIGURE 3.26 – Énergie et déflexion des modèles d'impact BV/BE 40 J et 50 J

Conformément aux tracés sur la figure 3.26, les énergies totales restent constantes durant toutes les simulations, et l'énergie artificielle de Hourglass reste très faible durant la simulation pour les deux cas. On remarque que les énergies d'endommagement (Damage) atteignent les valeurs maximales 3,295 J et 5,578 J, respectivement pour les modèles d'impact à 40 J et 50 J à la déflexion maximale de la plaque. Prenons pour exemple le cas de l'impact à 50 J. À l'instant  $t = 1,66 \text{ ms}$ , on remarque une augmentation brusque de l'énergie d'endommagement. Cette variation brusque pourrait s'expliquer par des endommagements plus importants à cet instant précis. Nous allons évaluer l'impact de cette augmentation sur les endommagements du critère de Hashin et sur le délaminage.

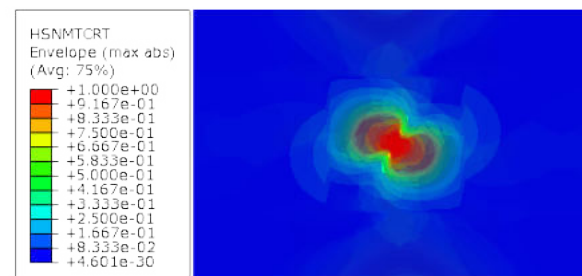
## Cartographie des endommagements

— Impact BV/BE 40 J





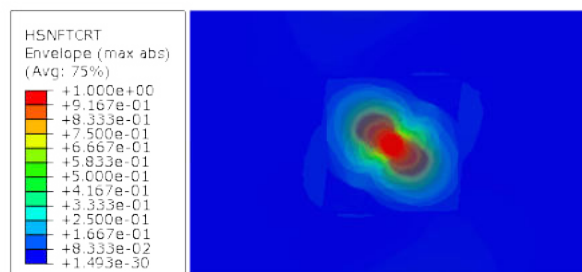
(a) Endommagement des fibres en traction



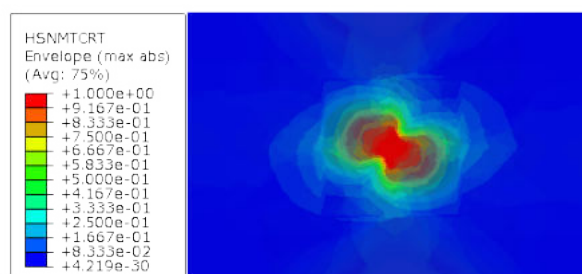
(b) Endommagement de la matrice en traction

FIGURE 3.27 – Cartographie des endommagements de Hashin du modèle discret d'impact 40 J

— Impact BV/BE 50 J



(a) Endommagement des fibres en traction



(b) Endommagement de la matrice en traction

FIGURE 3.28 – Cartographie des endommagements de Hashin du modèle discret d'impact 50 J

Sur les deux figures 3.27 et 3.28, on remarque que les endommagements restent dans la même ten-

dance que ceux observés pour l'impact à 20  $J$ , en ce qui concerne la mise en évidence des orientations issues de la séquence d'empilement. On observe également une augmentation des tailles des zones endommagées avec l'énergie d'impact. Il est toutefois à noter que, comme dans la modélisation layup, ces tailles de zones endommagées augmentent avec l'énergie d'impact sans aspect proportionnel. Il s'agit là encore de l'incompatibilité des paramètres utilisés dans la formulation des critères de Hashin avec les sollicitations dynamiques. Nous allons à présent observer les endommagements dans les interfaces pour ces deux énergies.

— Zones endommagées par délaminage



(a) HV/HE 40  $J$



(b) BV/BE 50  $J$

FIGURE 3.29 – Délaminage des modèles discrets d'impact BV/BE 40  $J$  et 50  $J$

La cartographie de la figure 3.29 montre, comme dans le cas de l'impact BV/BE à 20  $J$  que les zones endommagées par délaminage se concentrent au centre de la plaque. S'agissant de la forme, on remarque que la configuration elliptique se confirme pour l'impact de 40  $J$  et davantage pour celui de 50  $J$ . On remarque aussi que la taille des zones délaminiées augmente avec l'énergie d'impact. Nous allons nous intéresser dans la suite au cas des impact HV/HE

### 3.2.4.3 Impact HV/HE 50 J

Dans un premier temps, nous nous intéressons à la déflexion de la plaque donnée sur la figure 3.30..

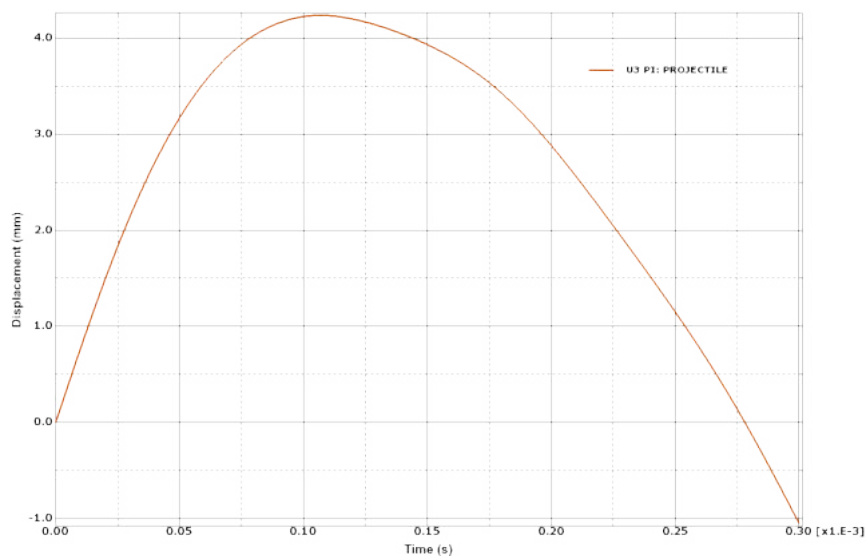


FIGURE 3.30 – Déflexion de la plaque du modèle discret d'impact HV/HE 50 J

On retrouve bien les remarques faites précédemment. L'interaction entre la plaque et l'impacteur dure moins longtemps que lors d'un impact BV/BE. La déflexion maximale  $z = 4,23 \text{ mm}$  est atteinte à l'instant  $t = 0,108 \text{ ms}$ . La phase aller met moins de temps que celle du retour. Nous allons donc évaluer l'évolution des énergies en fonction du temps.

### Évolution des énergies

Nous allons tracer toutes les énergies liées au phénomène d'impact sur la figure 3.31.

L'énergie totale reste constante tout comme l'énergie des déformation de Hourglass reste très faible durant la modélisation. L'énergie d'endommagement reste toujours constante dès qu'elle atteint sa valeur maximale. Contrairement au cas des impact BV/BE cette énergie d'endommagement maximale n'est pas atteinte au même instant que lorsque la plaque atteint sa flèche maximale.

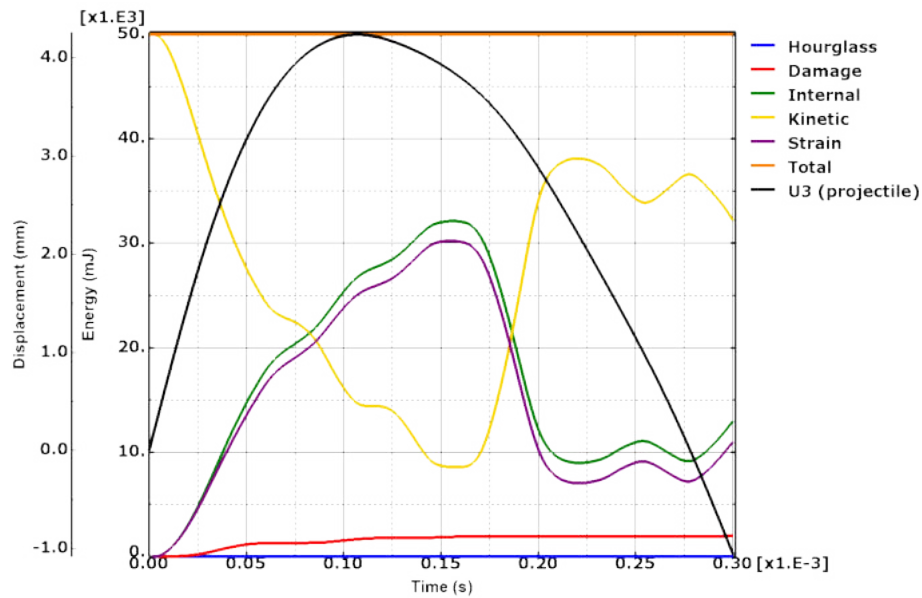
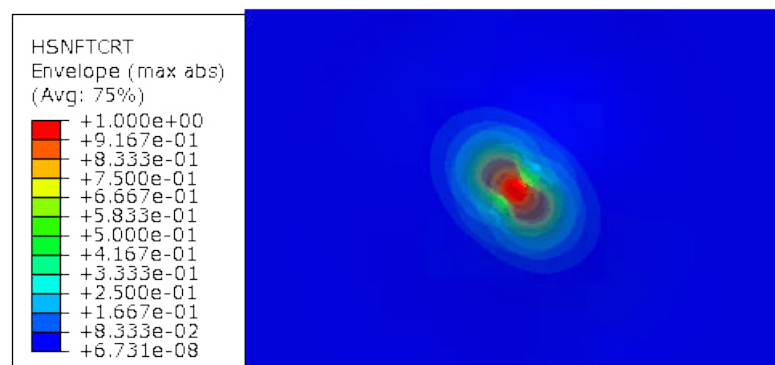
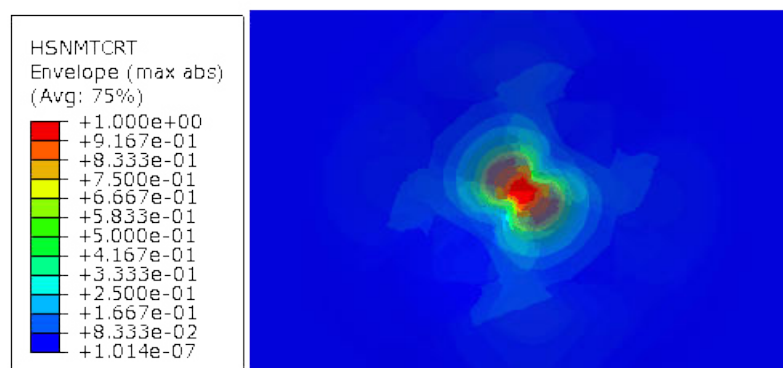


FIGURE 3.31 – Énergie et déflexion du modèle discret d'impact HV/HE 50 J

### Cartographie des endommagements



(a) Endommagement des fibres en traction



(b) Endommagement de la matrice en traction

FIGURE 3.32 – Cartographie des endommagements de Hashin du modèle discret d'impact HV/HE 50 J

Les endommagements (voir figure 3.32) liés aux fibres restent conformes à la configuration de la plaque. Ils mettent en évidence les orientations  $0^\circ$  et  $45^\circ$  de la séquence d'empilement. Comme dans le cas des impacts BV/BE, les endommagements de la matrice en traction sont les plus importants. Il reste cependant intéressant de vérifier ces observations dans le cas d'énergies d'impact plus importantes.

#### 3.2.4.4 Impact HV/HE 100 J et 120 J

##### Déflexion de la plaque

Sur la figure 3.33, nous traçons les graphes de l'évolution temporelle du déplacement transverse de la plaque.

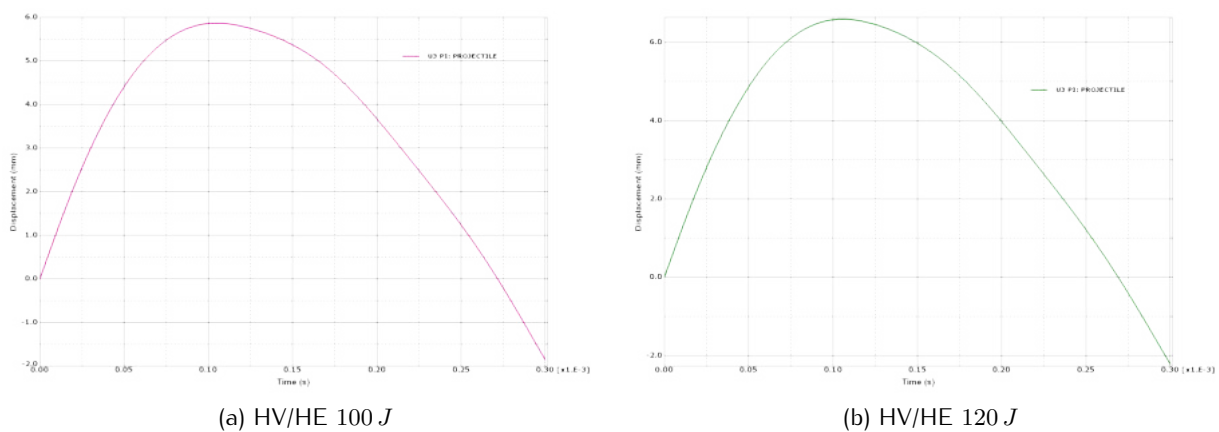
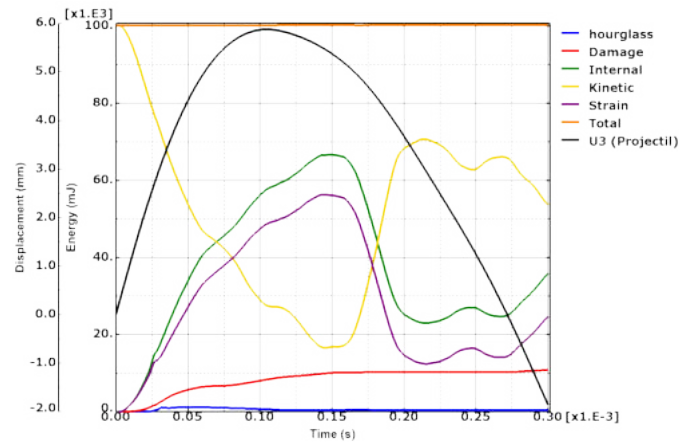


FIGURE 3.33 – Déflexion de la plaque des modèles discrets d'impact HV/HE 100 J et 120 J

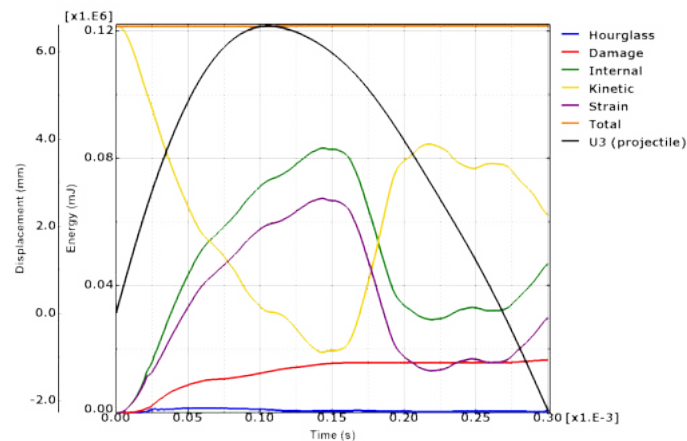
Les constats faits précédemment restent identiques à ceux observés pour la modélisation des impact à 100 J et 120 J, à savoir que :

- Les plaques sont soumises à une flexion durant l'impact.
- Lorsque les déflexions maximales  $z_{100J} = 5,87 \text{ mm}$  et  $z_{120J} = 6,59 \text{ mm}$  respectivement pour les impacts d'énergie 100 J et 120 J sont atteintes, les plaques agissent sur les projectiles de manière analogue à ce qui a été présenté précédemment.
- Les phases retour des plaques s'effectuent plus lentement que les phases aller.

## Évolution des énergies



(a) BV/BE 100 J



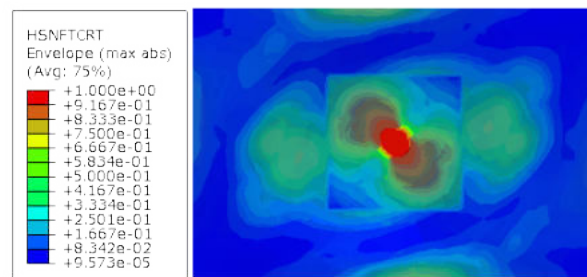
(b) BV/BE 120 J

FIGURE 3.34 – Énergie et déflexion des modèles discrets d'impact HV/HE 100 J et 120 J

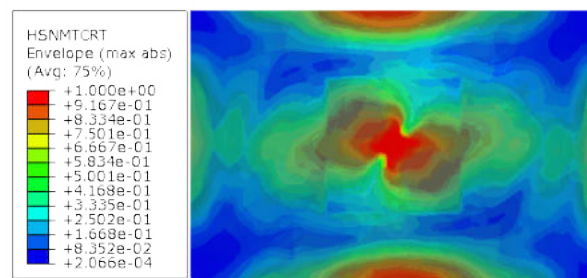
Nous constatons sur la figure 3.34 que l'énergie totale reste constante durant toute la simulation et ce, pour les deux énergies simulées. Les énergies artificielles de Hourglass restent très faibles. Nous avons remarqué précédemment que les phénomènes d'oscillation observés en fin de simulation n'ont aucun impact sur l'énergie d'endommagement de la plaque. Cela se confirme dans le cas des impact HV/HE de 100 J et 120 J, car les énergies d'endommagement restent stables et constantes dès qu'elles atteignent leurs valeurs maximales quelques instants après la déflexion maximale. L'écart de temps entre le maximum de la déflexion et le maximum de l'énergie d'endommagement augmente avec l'énergie d'impact. Nous observons enfin une augmentation de l'énergie d'endommagement avec l'énergie d'impact.

## Cartographie des endommagements

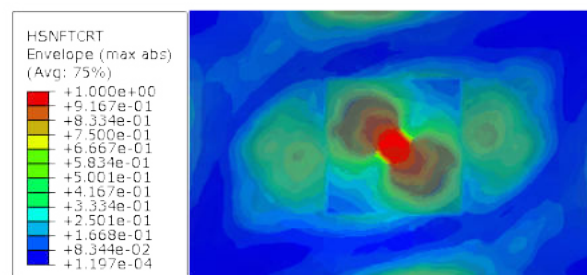
— Impact HV/HE 100 J



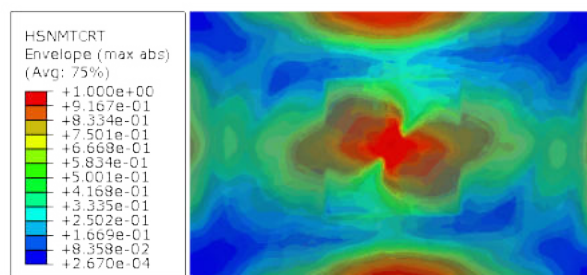
(a) Endommagement des fibres en traction



(b) Endommagement de la matrice en traction

FIGURE 3.35 – Cartographie des endommagements de Hashin du modèle discret d'impact HV/HE 100  $J$ — Impact HV/HE 120  $J$ 

(a) Fibre en traction

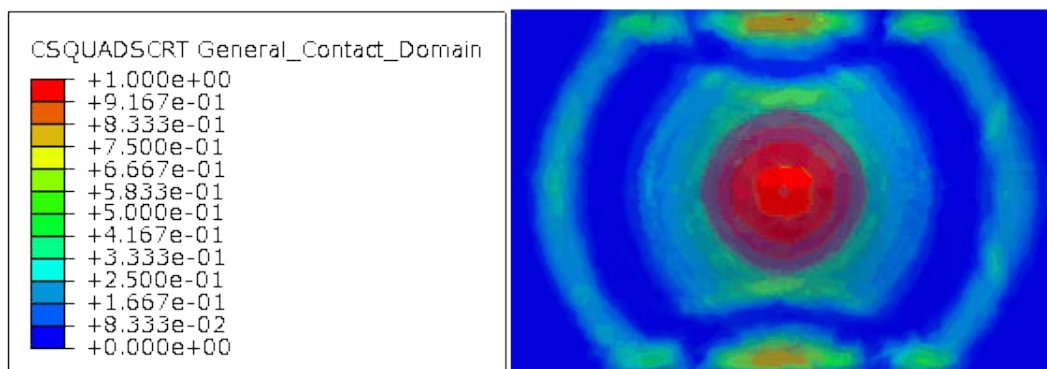


(b) Endommagement de la matrice en traction

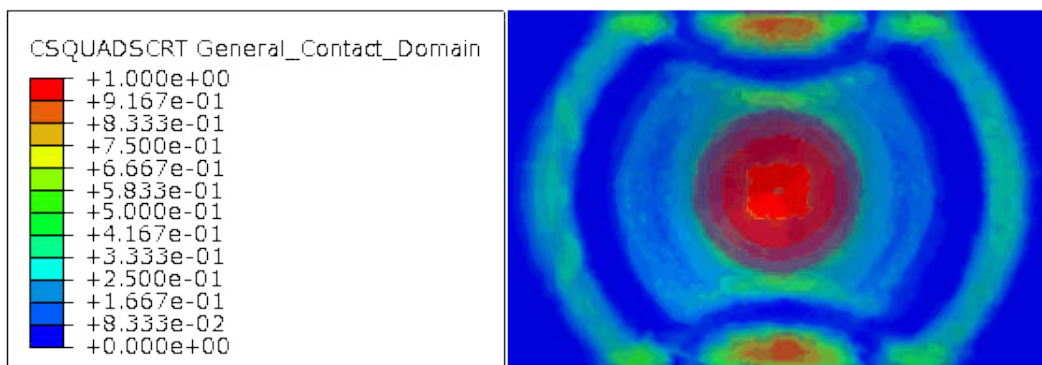
FIGURE 3.36 – Cartographie des endommagements de Hashin du modèle discret d'impact HV/HE 120  $J$

Sur les deux figures 3.35 et 3.36, on observe la conformité de l'orientation des endommagements avec la séquence d'empilement du composite. Par la suite, nous remarquons une augmentation de la taille des zones endommagées avec l'énergie d'impact. Nous retrouvons aussi que, comme dans les cas précédent, les endommagements liés aux critères de Hashin augmentent très fortement et semblent devenir incohérents. Les constatations faites précédemment concernant la stabilité de ce critère avec les sollicitations dynamiques s'en trouvent aussi renforcées dans le cas des modélisations discrètes.

— Zones endommagées par délaminage



(a) HV/HE 100  $J$



(b) HV/HE 120  $J$

FIGURE 3.37 – Délaminage des modèles discret d'impact HV/HE 100  $J$  et 120  $J$

Bien qu'on observe sur la figure 3.37 des délaminages en bordure des plaques à cause des conditions aux limites, les délaminages dans le centre de la plaque sont les plus importants. Pour ce qui concerne les formes des zones délaminées, elles restent conformes aux constatations précédentes. Enfin, on observe bien une augmentation de la taille des zones délaminées avec l'énergie d'impact.



### 3.2.4.5 Synthèse des modélisations de l'approche discrète

La modélisation discrète nous a permis de mettre en lumière en plus du comportement global, le comportement à l'interface et dans l'épaisseur des plaques sous impact. Les constats faits lors des modélisations layup ont été confirmés. Lors des impact BV/BE, les endommagements se font essentiellement pendant la phase aller de la plaque. Tandis que pendant les impacts HV/HE, les endommagements maximaux sont atteints après la déflexion maximale, ce qui met en avant un endommagement ayant un lien avec la propagation d'ondes multiples dans le matériau. Nous avons aussi évalué les délaminages dans les interfaces. Il apparaît que ceux-ci restent conformes à la littérature en ce qui concerne leur forme, et que, comme les endommagements liés aux critères de Hashin, leurs tailles augmentent avec l'énergie d'impact. Concernant les endommagements liés aux critères de Hashin, on retrouve la même tendance que lors de la modélisation layup. En effet ils augmentent très fortement avec l'énergie d'impact et deviennent incohérents. Nous concluons qu'il s'agirait là aussi certainement de la non prise en compte des paramètres dynamiques dans la définition de ces critères.

## 3.3 Synthèse du comportement global

### 3.3.1 Temps de calcul

En raison du type de modélisation, de la taille d'éléments et du nombre de variables on remarque une variabilité du temps de calcul selon que l'on soit dans l'approche robuste ou discrète. Dans le tableau 3.6, on observe globalement que l'approche discrète est plus couteuse en temps de calcul. Ceci s'explique par le fait que la modélisation discrète est en 3D tandis que celle robuste est en 2D.

TABLE 3.6 – Temps de calcul

	Robuste			Discret		
	Nombre de CPU	Step time	Temps de calcul	Nombre de CPU	Step time	Temps de calcul
BV_20J	8	3 ms	45 min 57 s	12	3 ms	7 h 07 min 02 s
BV_40J	8	3 ms	46 min 07 s	12	4 ms	8 h 51 min 35 s
BV_50J	8	3 ms	45 min 13 s	12	4 ms	8 h 55 min 35 s
HV_50J	8	0,3 ms	04 min 08 s	16	0,3 ms	37 min 12 s
HV_100J	8	0,3 ms	04 min 15 s	16	0,3 ms	37 min 34 s
HV_120J	8	0,3 ms	03 min 31 s	16	0,3 ms	37 min 45 s

### 3.3.2 Zones endommagées

La modélisation numérique reste conforme aux résultats expérimentaux en ce qui concerne la variabilité des zones endommagées avec l'énergie d'impact. Le tableau 3.7 Toutefois dans le cas des endommagements liés au critère de Hashin, on remarque une forte augmentation de leur taille avec l'énergie d'impact en particulier dans le cas des impacts HV/HE. L'une des explications de ce phénomène se trouve dans le fait que les données d'entrée utilisées dans la modélisation ont été

déterminées en quasi-statique (traction, compression, mesures ultrasonore). Les tests d'impact étant des sollicitations de dynamique rapide, il se pose un problème de compatibilité lié à la non prise en compte des paramètres dynamiques dans la caractérisation mécanique des matériaux. Dans le cas des impact HV/HE les phénomènes vibratoires viennent amplifier cette différence.

TABLE 3.7 – taille des zones endommagées

	Robuste ( $mm^2$ )	Discret ( $mm^2$ )	
	M T	M T	S C
BV_20J	330	272	320
BV_40J	828	680	490
BV_50J	1118	1133	621
HV_50J	762	609	664
HV_100J	> 2500	> 2500	1578
HV_120J	> 2500	> 2500	1629

Par ailleurs, comme présenté dans les travaux [SPG16,TAN15,BOU11], la zone d'endommagement à prendre en compte dans le cas des impacts sur composites stratifiés concerne principalement la zone endommagée par délaminage dans les interfaces. Nous avons alors décidé de ne tenir compte que des endommagements dans les zones interfaciales. L'ensemble des éléments représentatifs de la zone délaminée est détecté dans chacune des 11 interfaces. Ils sont ensuite triés afin de ne garder que les nœuds qui délimitent la géométrie de la surface délaminée. En faisant une projection orthogonale on obtient une surface  $2D$  donnant le nombre d'éléments représentant cette surface. La taille de maillage dans cette zone ayant été définie égal à  $1\text{ mm}$ , la conversion de la surface en  $mm^2$  est obtenue par la multiplication de la taille de l'élément dans les deux directions soit  $1 \times 1\text{ mm}^2$ . Le tableau 3.8 à la page 141 et le graphe de la figure 3.38 illustrent respectivement les contours et les tailles des zones délaminées en fonction des types et des énergies d'impact.

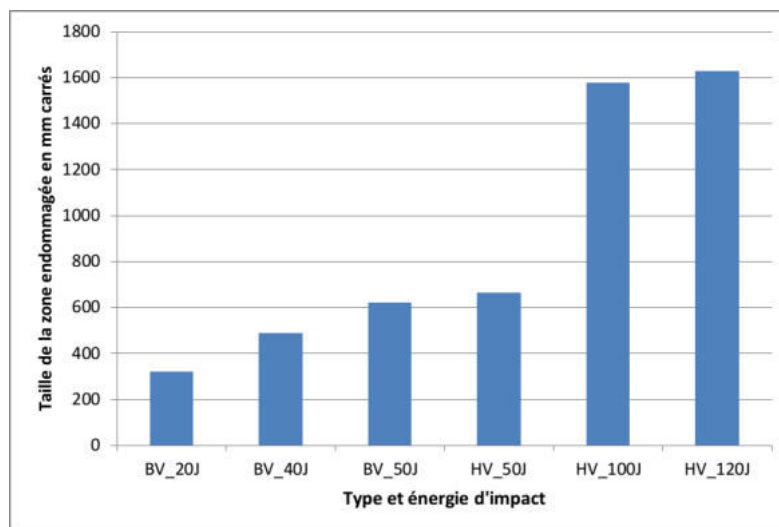
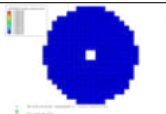
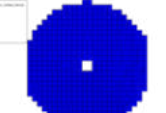
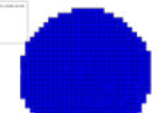
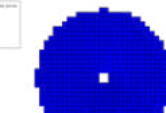
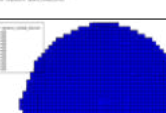
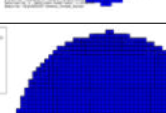


FIGURE 3.38 – Surface délaminée en fonction du type et de l'énergie d'impact

On note une différence certaine en termes d'étendue du délaminage pour des impact d'énergies différentes. Ceci implique une dépendance de la taille de la surface délaminée avec l'énergie d'impact.

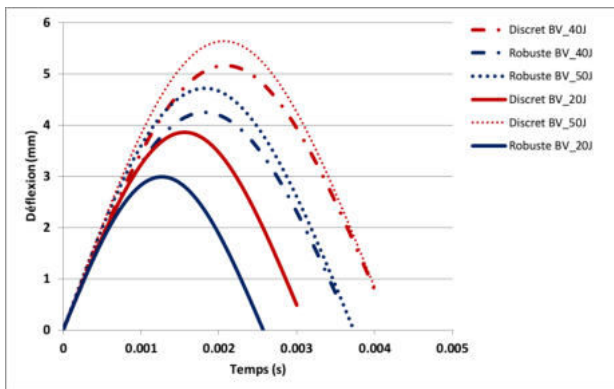
TABLE 3.8 – Contour des zones délaminées

Types et énergie d'impact	Contour de la zone délaminée	Taille en $mm^2$
BV_20J		320
BV_40J		490
BV_50J		621
HV_50J		664
HV_100J		1578
HV_120J		1629

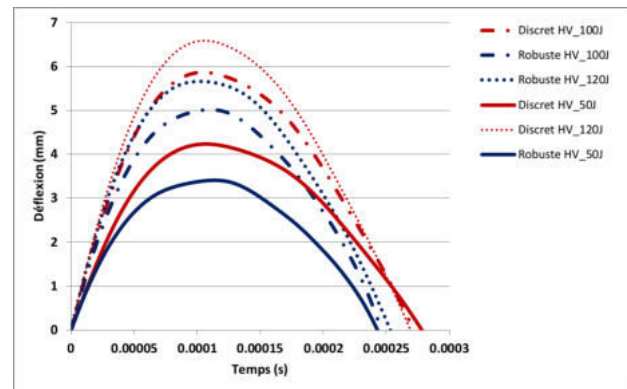
On constate aussi que pour des impacts de types différents, BV/BE ou HV/HE, mais de même énergie 50  $J$ , les tailles des zones endommagées sont proches.

### 3.3.3 Déflexion de la plaque, énergie d'endommagement et énergie interne

Nous avons tracé sur le même graphe (figure 3.39) et pour les mêmes types d'impact d'une part et des types différents de modélisation d'autre part, les déflexions des plaques en fonction de la durée de sollicitation. Nous avons fait la même chose pour les énergies d'endommagements et internes.

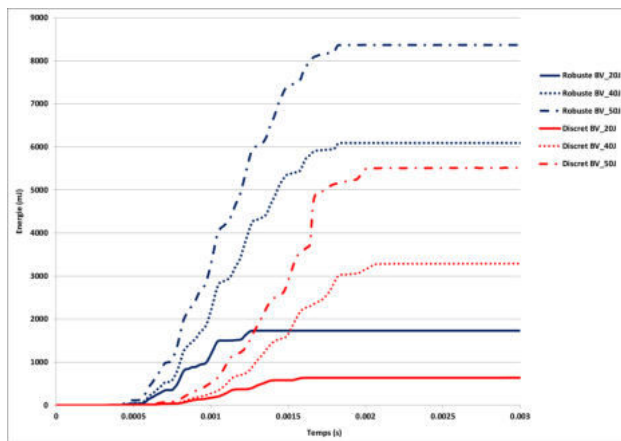


(a) Déflexions des impacts BV/BE

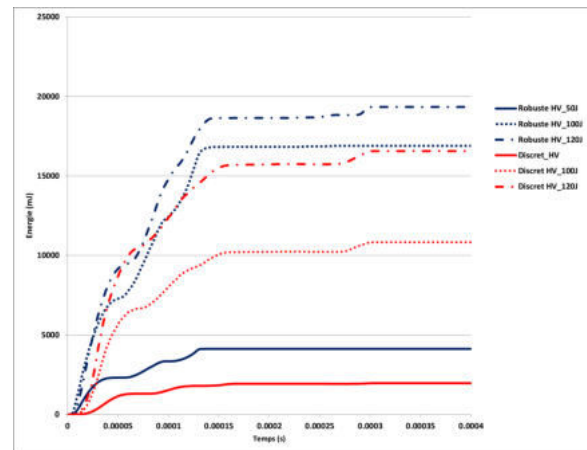


(b) Déflexions des impacts HV/HE

FIGURE 3.39 – Déflexion en fonction des type d'impact et des approches de modélisation

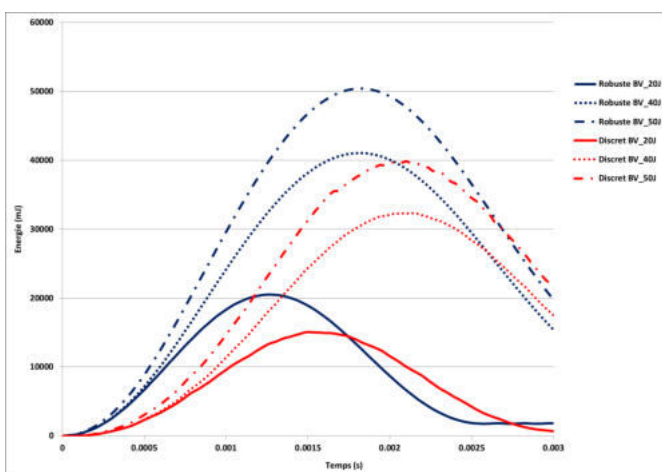


(a) Énergies d'endommagement des impacts BV/BE

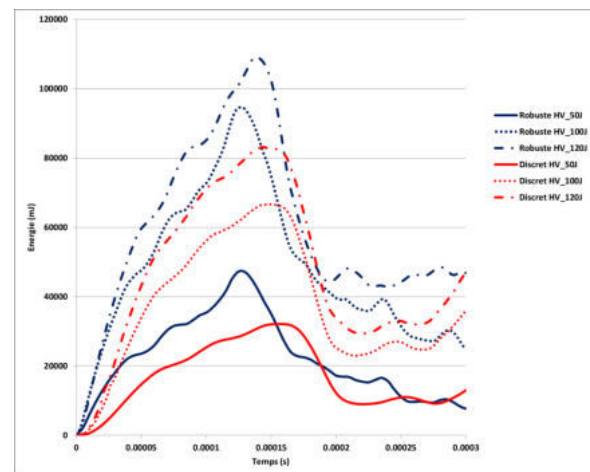


(b) Énergies d'endommagement des impacts HV/HE

FIGURE 3.40 – Énergies d'endommagement en fonction des type d'impact et des approches de modélisation



(a) Énergies internes des impacts BV/BE



(b) Énergies internes des impacts HV/HE

FIGURE 3.41 – Énergies internes en fonction des type d'impact et des approches de modélisation

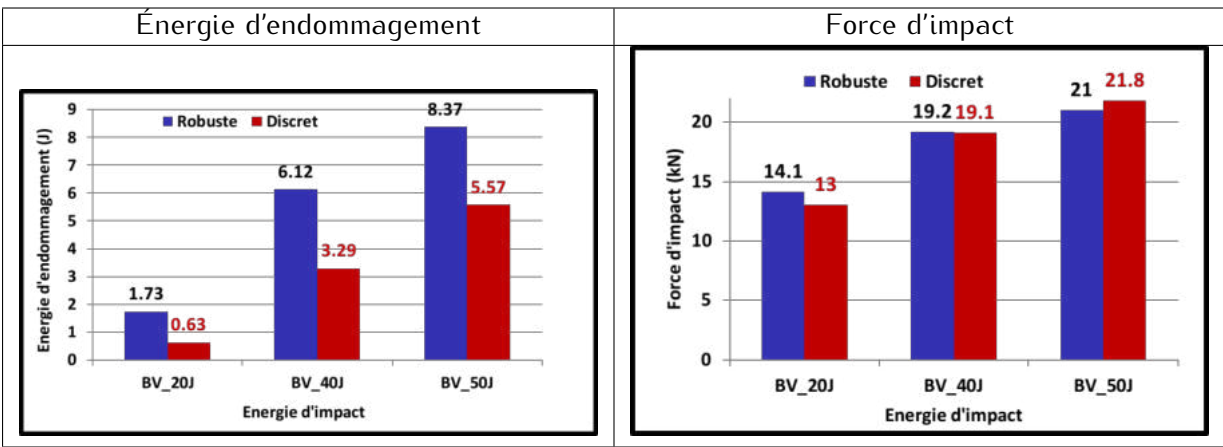
Comme dans le cas de la taille des zones endommagées, on observe une augmentation de la déflexion maximale, de l'énergie maximale d'endommagement et de l'énergie maximale interne avec l'énergie d'impact. Cette observation reste valable pour les deux types de modélisations.

3.3.4 Énergie d'endommagement / force d'impact

3.3.4.1 Impact BV/BE

Nous avons évalué l'énergie maximale d'endommagement et la force maximale d'impact pour chaque énergie et pour chaque type de modélisation. On remarque que, l'endommagement et la force d'impact augmentent avec l'énergie d'impact (voir tableau 3.9). Cependant, nous constatons que les énergies d'endommagement calculées dans la modélisation layup sont nettement supérieures à celles de la modélisation discrète. Par contre, les forces d'impact sont proches et ont un écart relatif de 8,37%, 0,24 et 3,71% respectivement pour les impact de 20 J, 40 J et 50 J.

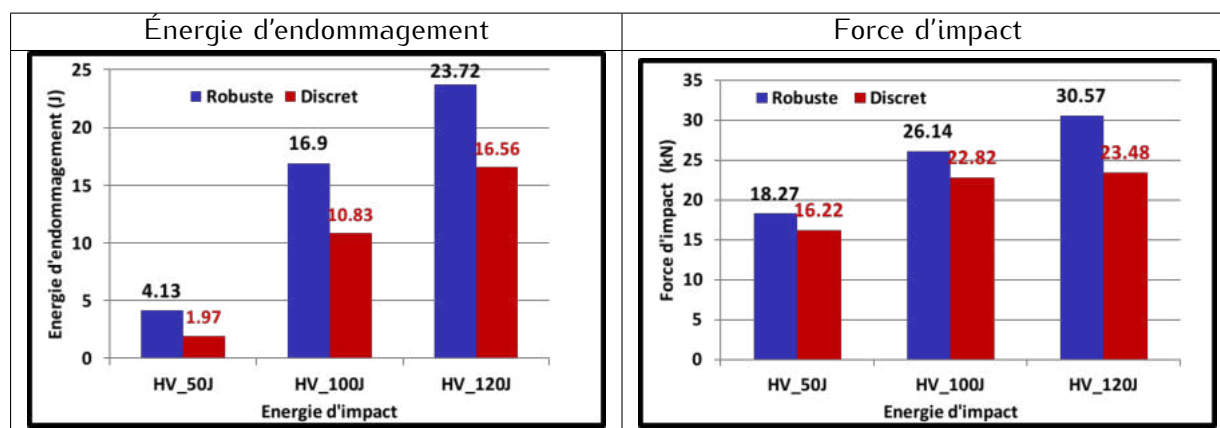
TABLE 3.9 – Force d'impact et énergie d'endommagement



3.3.4.2 Impact HV/HE

On remarque enfin une corrélation entre la force d'impact et l'énergie de déformation. En effet, plus la force d'impact augmente, plus l'énergie d'endommagement augmente (voir tableau 3.10). Nous constatons également que les énergies d'endommagement calculées dans la modélisation layup sont supérieures à celles de la modélisation discrète. Les forces d'impact quant à elles ont un écart relatif de 11,22%, 12,70% et 23,19% respectivement pour les impact HV/HE de 50 J, 100 J et 120 J.

TABLE 3.10 – Force d'impact et énergie d'endommagement



## Conclusion

Ce chapitre avait pour but de présenter les modèles d'impact des structures composites. Pour ce faire, nous avons commencé par identifier les critères d'endommagement dans les structures composites. Pour ce concerne cette étude, nous avons décidé d'utiliser les critères de Hashin pour modéliser l'endommagement dans les plis. En ce qui concerne les endommagements par délaminage dans les interfaces, nous avons utilisé l'approche cohésive basée sur les lois de traction-séparation à laquelle nous avons associé le critère de la contrainte quadratique pour l'initiation et le critère énergétique de Benzeggagh-Kenane pour la propagation des délaminages. Deux types de modélisations ont été utilisées : l'une robuste simple (layup), où seuls les endommagements dans les plis sont calculés et la seconde dite discrète où, en plus des endommagements dans les plis, les endommagements dans les interfaces sont calculés. Pour chacune des modélisations, les endommagements basés sur le critère de Hashin ont présenté un accroissement très important en fonction de l'énergie d'impact. Ceci a posé des interrogations quant à la compatibilité des paramètres statiques avec des sollicitations dynamiques. Nous avons ensuite remarqué que pour ces deux approches les forces d'impact calculées pour des impacts BV/BE présentent un écart relatif inférieur à 10. S'agissant des impacts HV/HE, la différence relative entre les forces d'impact sont de l'ordre de 12% pour les énergies d'impact 50 J et 100 J, et de l'ordre de 23% pour l'énergie d'impact de 120 J. Par ailleurs, en ne tenant compte que des délaminages, nous avons évalué la taille des zones endommagées pour chaque type et énergie d'impact. Cela a permis de remarquer que, comme le prévoit la littérature, la taille de la zone délaminiée augmente avec l'énergie d'impact que l'on soit en basse ou en haute vitesse.

Dans la suite, nous allons confronter ces résultats numériques aux résultats expérimentaux. Ceci nous permettra de valider la modélisation numérique effectuée. Enfin, nous allons analyser ces résultats par rapport aux travaux disponibles dans la littérature.

## *Conclusion et perspectives*

Les travaux menés dans cette thèse ont porté sur la caractérisation du comportement des matériaux composites sous impact. Les impacts ont été définis comme des sollicitations dynamiques entraînant une réponse dépendante de l'énergie et du type d'impact (basse vitesse, haute vitesse,...). L'étude a été menée en parallèle sur les aspects expérimentaux et numériques. Nous présentons ci-après une synthèse de ces deux approches par une comparaison et une analyse des différents résultats obtenus. Enfin, il sera question de relever les problématiques soulevées par cette étude et présenter les grandes lignes pour les perspectives d'étude afin de compléter les résultats que nous avons obtenus.

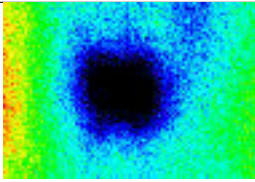
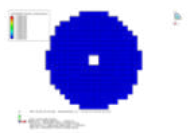
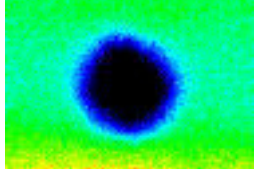
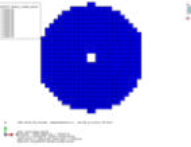
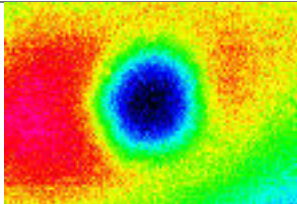
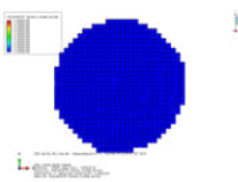
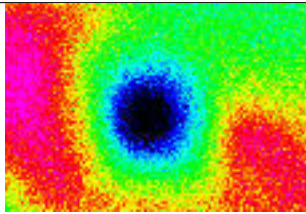
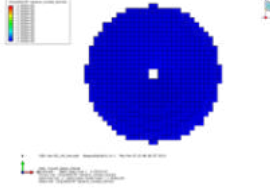
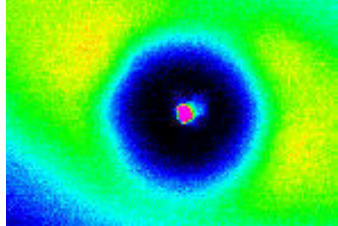
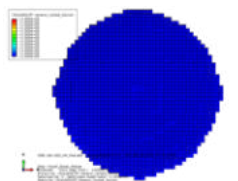
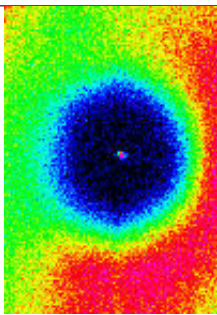
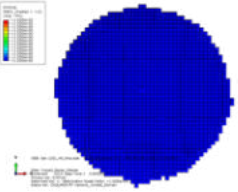
### **4.1 Comportement à l'impact des structures composites : confrontation expérience-simulation**

Dans cette section, nous effectuons une comparaison des résultats issus de la de la simulation numérique par rapport aux expériences qui seront considérées comme valeurs de référence. Il a été démontré, et notamment dans les chapitres précédents, que les sollicitations d'impact sont très dommageables pour les structures composites. Si pour des impacts à moyennes ou grandes énergies, les endommagements sont visibles, pour ceux à faibles énergies, les endommagements sont moins visibles à l'extérieur mais tout aussi dommageables à l'intérieur de la structure. Ces endommagements internes sont principalement localisées dans la matrice ou à la jonction fibre matrice, sous forme de fissurations matricielles et de délaminages. Les résultats expérimentaux effectués au cours de cette étude ont permis de quantifier ces endommagements, tandis que la modélisation numérique a permis d'explorer les processus d'endommagement par traction, compression et cisaillement conduisant à la création et la propagation irréversible de surfaces libres dans les plis et les zones inter-plis. La modélisation a également permis de mettre en évidence les types d'endommagement rencontrés lors du phénomène d'impact. Elle a enfin permis de quantifier ces zones endommagées.



## Comparaison des formes des endommagements

TABLE 4.1 – Formes de la zone endommagée

Énergie et type d'impact	Expérience	Modélisation
BV_20J		
BV_40J		
BV_50J		
HV_50J		
HV_100J		
HV_120J		

Le tableau 4.1 montre les résultats expérimentaux et les résultats numériques issus de nos travaux et notamment les formes des projections de ces endommagements dans le plan de la plaque. Comme illustré, les résultats expérimentaux représentent les zones endommagées sous formes elliptiques. La modélisation, quant à elle, donne des résultats globalement conformes aux expériences en ce qui



concerne la forme elliptique. Pour le cas particulier des impacts HV/HE de 100 *J* et 120 *J*, les formes des zones endommagées sont identiques à l'expérience. Pour les autres énergies d'impact, les zones endommagées présentent des géométries similaires mais non identiques. Cette conformité globale traduit un certain degré de fidélité et de validité de la modélisation en ce qui concerne la forme des zones endommagées.

### Comparaison des tailles des endommagements

La taille de la zone endommagée constitue l'un des résultats les plus importants, non seulement afin de comparer les approches numériques et expérimentales, mais surtout en terme de résultat quantitatif final de notre approche. En effet, plus on évaluera avec précision la taille de la zone endommagée dans une structure, mieux on pourra par la suite identifier les parties de la structure auxquelles on devra apporter des réparations après identification d'un impact. Le tableau 4.2 et le graphe de la figure 4.1 présentent les résultats obtenus à la fois par l'approche expérimentale et la modélisation numérique.

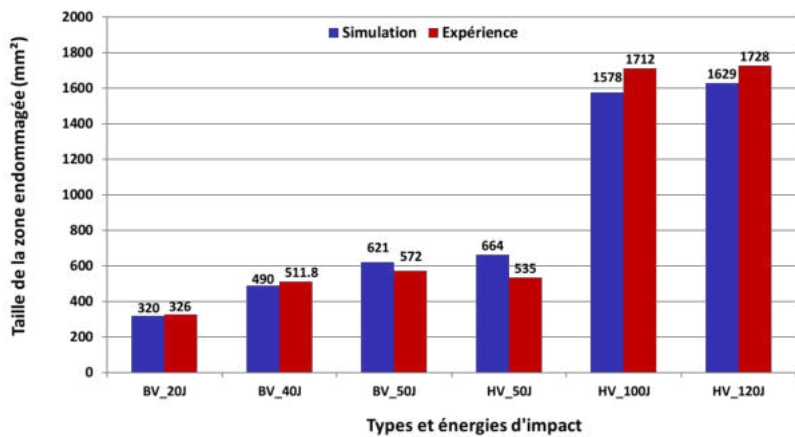


FIGURE 4.1 – Taille de la zone endommagée

TABLE 4.2 – Comparaison des tailles de la zone endommagée

Énergie d'impact	Expérience ( $mm^2$ )	Robuste ( $mm^2$ )	Discret ( $mm^2$ )		Écart relatif (en %)		
		MT	MT	SC	Exp-MT (robuste)	Exp-MT (discret)	Exp-SC (discret)
BV_20J	326	330	272	320	1, 21	19, 85	1, 88
BV_40J	511, 8	828	680	490	38, 19	24, 74	4, 45
BV_50J	572, 7	1118	1133	621	48, 77	49, 45	7, 78
HV_50J	535, 5	762	609	664	29, 72	12, 07	19, 35
HV_100J	1712	> 2500	> 2500	1578	> 31, 52	> 31, 52	8, 49
HV_120J	1728	> 2500	> 2500	1629	> 30, 84	> 30, 84	6, 14

La première remarque que l'on peut faire à partir des résultats présentés dans le tableau 4.2 et le graphe de la figure 4.1 est le fait que, que ce soit pour l'expérience ou la simulation, la taille de la

zone endommagée augmente avec l'énergie d'impact. Le tableau 4.2 donne les écarts relatifs entre les résultats expérimentaux et ceux de la modélisation. Nous nous intéressons aux endommagement de la matrice en traction (MT) et de délaminage (SC) dans les interfaces. Il en ressort que les résultats des endommagements dans les plis (MT) ne sont pas conformes à ceux de l'expérience lorsque l'énergie d'impact augmente. en effet, si à 20 J les résultats de MT donnent de bons résultats que ce soit en robuste ou relativement en discret, lorsque l'énergie d'impact augmente les résultats ne convergent plus à cause de l'augmentation des phénomènes dynamiques. Par contre, les zones endommagées par délaminage sont conformes à ceux des mesures expérimentales. En effet, nous remarquons que pour les résultats des surfaces endommagées par délaminages dans le cas des impacts BV/BE, l'écart relatif augmente avec l'énergie d'impact, mais globalement ces écarts restent inférieurs à 10%. Si on considère l'impact à 20 J comme étant un impact BVID, on peut conclure, au vu de la valeur de l'écart relatif entre l'expérience et la simulation, que notre modélisation est assez précise pour ce type d'impact appliqué à notre composite d'étude. S'agissant des impacts HV/HE, on remarque que pour les énergies 100 J et 120 J, les écarts relatifs restent encore inférieurs à 10% alors que pour l'énergie 50 J, l'écart relatif est cette fois-ci proche de 20%. Si le résultat est relativement acceptable, ce grand écart relatif est tout de même significatif. Sachant que la même procédure et la même technique de modélisation a été utilisée pour tous les modèles d'impact, cette grande différence entre l'expérience et la modélisation pourrait venir d'une incertitude vis à vis du résultat expérimental à travers des éventuelles erreurs de mesure lors de la détermination des tailles de zone endommagées par thermographie infra-rouge.

### Impact de type différent et de même énergie

Pour le cas des impacts de types différents mais de même énergie, et donc notamment l'impact à 50 J, nous avons déterminé les écarts relatifs entre résultats expérimentaux et numériques. Nous avons trouvé pour l'expérience un écart de 6,46% et pour la modélisation un écart de 6,92%. Nous avons ensuite calculé l'écart relatif de ces deux écarts et avons obtenu un écart final de 6,58%. Cette valeur faible traduit une homogénéité entre, d'une part, les résultats expérimentaux mais aussi entre les résultats numériques pour ces deux cas. On conclut alors que, en terme d'endommagement et de délaminage en particulier, le comportement de la plaque composite est sensiblement identique. Cela se traduit par les valeurs relativement proches de la taille des zones endommagées tant pour l'expérience que pour la modélisation numérique.

## 4.2 Résistance mécanique résiduelle

La résistance mécanique résiduelle a principalement été déterminée par des tests de compression après impact. Elle a surtout permis de mettre en évidence la corrélation entre les propriétés mécaniques résiduelles et l'énergie d'impact à travers l'étude des tailles des zones endommagées : en considérant le postulat de base que plus le matériau est endommagé et moins il résiste. Nous avons également remarqué que les endommagements conduisant à la rupture sont ceux liés à la matrice

à travers le flambement local dans la zone d'impact. Ce flambement local intervient sur la face opposée à la face impactée. Sous l'effet de ce flambement, les délaminages générés lors de l'impact se propagent et conduisent à la ruine du matériau. Les endommagements interlaminaires sont donc ceux qui aboutissent à la rupture de l'éprouvette soumise à la CAI. Nous savons que ces zones interlaminaires sont essentiellement constituées de résine. La résine apparaît donc comme le facteur limitatif de la résistance structurelle du composite. En effet, plus la résistance au délaminage sera grande, plus la structure sera résistante en ce qui concerne le développement du délaminage.

Dans le secteur aéronautique, les résines époxydes sont très largement utilisées pour la mise en œuvre des composites à base de fibres de carbone. Parmi ces résines, la résine RTM6 est la plus utilisée. Comparativement à la résine SR1710, la résine RTM6 présente un coût de revient assez élevé. Nous présentons ci-après une étude comparative entre les résistances mécaniques après impact de quelques résines époxydes y compris la résine RTM6 et la résine SR1710 pour des impacts BVID ou similaires. Le tableau 4.3 montre les valeurs des résistances mécaniques résiduelles de quelques résines époxydes.

Résine	Énergie d'impact (en $J$ )	Résistance mécanique résiduelle (en $MPa$ )
SR1710	20	270
	40	266
VRM 37 [Hex18]	30	270
RTM 230 ST [Hex18]	30	280
RTM6 [Hex18]	30	215
RTM6 [GAR11]	25	233

TABLE 4.3 – Résistance mécanique résiduelle

Il est à rappeler que ces valeurs sont déterminées pour des composites utilisant des fibres de carbone G0926 comme dans le cadre de notre étude. Dans le cas particulier des résultats des travaux de C. Garnier [GAR11], la séquence d'empilement est identique à celle que nous avons utilisée. Les autres valeurs sont données par le fournisseur Hexcel [Hex18]. On remarque, sous réserve des cycles de polymérisation utilisés, que :

- la résine SR1710 présente une résistance mécanique résiduelle supérieure à celle de la RTM6,
- la résine SR1710 présente une résistance mécanique résiduelle sensiblement égale à celle de la résine VRM 37 et relativement inférieure à celle de la résine RTM 230 ST.

Sachant que lors des tests de CAI l'initiation de la rupture se fait par un délaminage induit par le flambement des plis, la résistance mécanique résiduelle est donc liée à la résistance au délaminage. On peut donc conclure au vu de ce qui précède que la résine SR1710 résiste mieux au délaminage que la résine RTM6.

## 4.3 Conclusion générale

Les travaux de recherche présentés dans cette thèse ont permis d'étudier, par le biais de la modélisation numérique, le comportement de structures composites soumises à des impacts afin d'identifier les scénarios d'endommagements dus à l'impact et de déterminer les propriétés mécaniques résiduelles après impact. Conformément aux types d'impact rencontrés dans le secteur aéronautique et précisément sur les structures aéronautique de classe 1 (chute de matériels lors de la maintenance, chute de grêle, impact d'oiseaux, impact de débris en roulage sur la piste, etc...), il a été décidé d'effectuer cette étude sur un spectre d'énergies d'impact allant du domaine des basses vitesses et basses énergies (BV/BE), à celui des hautes vitesses et hautes énergies (HV/HE).

La première étape a consisté à effectuer une étude bibliographique sur le comportement des structures composites sous sollicitations dynamiques et particulièrement de type impact. Nous concentrant sur le secteur aéronautique, nous avons effectué un choix de matériaux et du procédé de fabrication des plaques composites, nous avons donc travaillé sur un composite carbone/époxy avec pour procédé de fabrication l'infusion de résine liquide (LRI). Ce choix a été motivé par les travaux antérieurs effectués au sein du Laboratoire LGP de l'ENI de Tarbes. La résine époxyde utilisée est un bi-composant constitué d'un système résine SR1710 et d'un système durcisseur SD8824. Quant au renfort, il s'agit d'un tissu satin 5H équilibré constitué de fibres de carbone haute résistance G0926 qualifié aéronautique. La définition du protocole, des conditions d'infusabilité et le choix du cycle de polymérisation ont été guidés par les recommandations issues de la fiche technique de la résine utilisée.

La seconde étape des travaux a concerné la caractérisation des plaques composites. Nous avons déterminé par le biais de tests quasi-statiques de traction et de compression, les caractéristiques mécaniques dans le plan des composites. Les mesures ultrasonores quant à elles ont permis d'obtenir les propriétés mécaniques hors plan. Ces caractéristiques sont restées conformes aux valeurs prévues par la littérature et la fiche technique. Ceci a permis la validation à posteriori du procédé et du protocole de fabrication utilisé.

La suite des travaux a concerné la réalisation des tests d'impact et de compression après impact (CAI). Du fait de la nature des impacts observés et des objectifs de l'étude, nous avons définis deux principaux types d'impact : les impacts BV/BE et les impacts HV/HE. Les énergies associées à ces impacts sont : 20 J, 40 J et 50 J pour les impacts BV/BE, et 50 J, 100 J et 120 J pour les impacts HV/HE. Les impacts BV/BE ont été réalisés au moyen d'une tour de chute avec un système de masse tombante alors que les tests d'impact HV/HE ont été réalisés au moyen d'un lanceur à gaz. Nous avons ensuite évalué les endommagements générés par ces impacts dans les plaques. Cette évaluation a été possible par l'utilisation de mesures basées sur les techniques de numérisation par projection de franges, pour la détermination de l'indentation résiduelle, et de thermographie infrarouge, pour la mise en évidence des endommagements dans la matrice. Ceci nous a permis de corréler quantitativement les endommagements observés avec les types et les énergies d'impact. Par

la suite, nous avons déterminé les résistances mécaniques résiduelles des plaques post-impact à l'aide de tests de CAI en quasi-statique. Cela nous a permis de mettre en évidence les mécanismes entraînant la rupture en compression après impact. Ces mécanismes reposent essentiellement sur le flambement localisé dans la zone d'impact, lequel provoque la propagation des délaminages jusqu'à la rupture. Nous avons enfin corrélé la résistance mécanique résiduelle à l'énergie d'impact.

La dernière étape de l'étude a concerné la mise en œuvre des modèles éléments finis, avec le code de calcul Abaqus explicit, capables de prédire le comportement à l'impact des structures composites. Deux principales approches ont été utilisées dans nos travaux : l'approche layup et l'approche basée sur les zones cohésives. La première modélise le comportement global des plis tandis que la seconde, en plus du comportement des plis, donne des informations concernant le comportement des interfaces entre les plis. Les deux approches nous ont permis de constater la nécessité de prendre en compte les propriétés dynamiques des matériaux considérés pour la simulation des problèmes de dynamique rapide. En ce qui concerne la taille des zones endommagées et particulièrement les délaminages, les modèles donnent des résultats satisfaisant vis à vis de l'expérience avec un écart relatif de 1,9%, 4,4% et 7,9% respectivement pour les impacts BV/BE d'énergie 20 J, 40 J et 50 J, tandis que pour les impacts HV/HE, les écarts relatifs sont de 19,4%, 8,5% et 6,1% respectivement pour les impacts d'énergie 50 J, 100 J et 120 J. On remarque globalement que, en dehors du modèle d'impact HV/HE de 50 J, tout les autres modèles sont relativement précis avec des écarts relatifs inférieurs à 10%. Cependant, la zone endommagée identifiée numériquement ne prend en compte que les endommagements ayant eu lieu dans la matrice. Nous avons pu constater que lors des impact HV/HE avec perforation totale ou partielle, le critère de Hashin correspondant aux fibres n'identifie pas cette perforation. Cette comparaison essais-modèles permet de valider globalement les hypothèses et propose une méthode d'aide au dimensionnement de structures composites quant à la réponse à l'impact de ces dernières. Les tailles de zones endommagées sont sensiblement similaires et pourraient être une aide à la réparabilité des structures.

En ce qui concerne la norme BVID, une observation majeure a également été faite. Rappelons que cette norme définit l'énergie (minimale) d'impact telle que la profondeur d'empreinte résiduelle minimale laissée par l'impacteur est visible sur la face impactée à 95% par l'opérateur. Au vu des résultats des mesures de l'indentation résiduelle, l'énergie d'impact BV/BE de 20 J peut être défini comme une énergie BVID. Cependant, pour l'énergie d'impact HV/HE de 50 J l'indentation résiduelle mesurée nous amène à dire qu'elle pourrait aussi être défini comme une énergie BVID. Cette observation entraîne un questionnement quant à la définition de la norme BVID. En effet, pour le même matériau, la même séquence d'empilement, les mêmes conditions aux limites, la même forme et les mêmes dimensions de l'impacteur, une variation de la masse de ce dernier entraîne des observations sur la variabilité de la norme BVID. Il apparaît alors important de prendre en compte la masse de l'impacteur dans la définition de cette norme.

## 4.4 Perspectives de prolongement de cette étude

Lors de la réalisation de cette étude, plusieurs questions sont restées ouvertes et nécessitent des approfondissements et des investigations complémentaires. Si certaines d'entre elles ont par la suite trouvé des réponses satisfaisantes, certaines sont restées sans réponse claire et pourraient faire l'objet d'une étude plus approfondie afin de mieux cerner les mécanismes d'endommagement de structures composites soumises à des impacts. Ces points ouverts représentent des pistes de perspectives pour la poursuite de ces travaux.

### **Evaluation de l'influence de la séquence d'empilement sur la réponse à l'impact pour la même gamme d'énergie d'impact**

Dans cette étude nous avons travaillé sur une plaque composite ayant une séquence d'empilement particulière. Comme indiqué dans la partie concernant la modélisation numérique, on constate que les endommagements des fibres s'orientent préférentiellement suivant la séquence d'empilement du composite. Il peut donc être intéressant d'évaluer et de vérifier cette hypothèse sur des séquences d'empilement autres que celle qui a fait l'objet de notre étude. L'étude réalisée au laboratoire [GAR11] a étudié dans un plan d'expériences 3 séquences d'empilement pour des énergies BVID de 25 J. Une combinaison de ces travaux avec ceux réalisés dans ce manuscrit permettrait d'avoir l'influence de la séquence d'empilement sur une gamme d'énergie et de vitesse plus importante. Cette étude serait intéressante dans le cas de la perforation des plaques par exemple.

### **Mise en œuvre d'un protocole de caractérisation dynamique des matériaux composites**

La modélisation numérique nous a révélé des anomalies liées à la non prise en compte des paramètres dynamiques lors de la définition des critères d'endommagement de Hashin. Ce critère prend en compte des valeurs limites admissibles en traction, compression et cisaillement. Or, celles que nous avons utilisées dans la cadre de notre étude ont été définies par des tests de traction et compression quasi-statiques, d'où certainement les incohérences observées dans les résultats des simulations numériques. Il semble alors intéressant de mettre en œuvre des tests de traction dynamique, compression dynamique et cisaillement dynamique sur ce matériau composite afin d'identifier les paramètres dynamiques et de corriger ces anomalies de comportement. Ce type d'étude a déjà été réalisé sur des matériaux métalliques, on pourrait donc envisager de les transposer sur les structures composites. La principale difficulté réside alors sur la réalisation des éprouvettes d'étude et la mise en œuvre de ces essais dynamiques et notamment de leur instrumentation.

Pour approfondir les travaux sur la résistance au délaminage de la résine, des tests dynamiques pourraient être envisagés pour la caractériser. Nous pourrions donc nous baser sur des tests statiques existants, tels que le DCB, le clivage en coin, les tests Arcan et Arcan modifié, etc ... et des les mettre

en œuvre en dynamique. Il existe déjà le clivage en coin dynamique, aussi appelé « flying wedge test », qui pourrait être utilisé, par exemple.

## **Mise en œuvre d'un protocole expérimental et numérique d'impact sous chargement combiné dynamique et statique**

Dans cette étude, nous avons évalué le comportement à l'impact d'une structure composite sous différents types d'impact. Sur la base d'observations faites lors de la vie en service des structures aéronautiques, nous avons pu estimer que ces impacts sont globalement de deux types : BV/BE et HV/HE. Certains se produisent pendant que l'appareil est en « utilisation », et donc sous sollicitations statiques fortes (charges statiques sur l'appareil dues principalement à des sollicitations d'origine aérologiques). On peut alors envisager de concevoir et de mettre en œuvre des protocoles représentatifs de ces situations. Ceci permettra de comprendre le comportement de ces structures soumises à des chargements statiques sous impact.

## **Proposition d'une modélisation de la CAI tenant compte des données de sortie des modèles d'impact**

La détermination de la résistance mécanique résiduelle par une approche expérimentale permet de connaître la tolérance aux dommages des structures composites ayant subi des impacts. Lors de cette étude, l'expérience nous a montré que les endommagements lors d'une étude de compression après impact (CAI) se manifestaient par un flambement local au niveau de la face opposée à la face impactée. Un couplage entre le modèle numérique d'impact mis en œuvre sur Abaqus explicit et un modèle de CAI permettrait alors de confirmer cette observation.

## **Définir un protocole expérimental pour la détermination 3D de la zone endommagée par impact**

Les techniques de détermination actuelles des zones endommagées par les impacts les plus utilisées reposent sur la thermographie et l'émission d'ondes acoustiques. Ces techniques ne donnent que des informations concernant la projection orthogonale des zones endommagées et uniquement sur des structures de « faibles » épaisseurs. Afin d'étendre la possibilité de caractérisation et de visualisation des dommages internes de la structure après impact, on pourrait imaginer par exemple une caractérisation par tomographie à rayons X pour pouvoir observer les zones endommagées en volume. La principale difficulté de cette approche réside dans le fait de pouvoir visualiser ces endommagements par tomographie dans la mesure où, la structure étant libre de charges externes lors de la prise de mesures, les défauts internes sont « refermés » après libération des contraintes élastiques.

## **Définir une chaîne de validation numérique des structures impactées : de la mise en œuvre jusqu'aux sollicitations dynamiques**

Cette thèse a pu mettre en avant le fait que des techniques de traitement d'images sont prometteuses quant à la validation d'une structure en terme de santé-matière post mise en œuvre. Nous pourrions très bien imaginer, en se basant sur les éprouvettes suiveuses de la pièce, de faire des essais de tomographie de façon à évaluer le taux de porosité à l'intérieur de la pièce et que cette donnée soit une donnée d'entrée de la modélisation. La création d'une chaîne numérique de décision pourrait alors être mise en place en se basant sur la santé-matière et évaluer sous différentes sollicitations les niveaux d'endommagement, les propriétés élastiques résiduelles, les résistances résiduelles.

---



## Bibliographie

- [ABR98] S. ABRATE : *Impact on composite structures*. Cambridge University Press, 1998. 8, 23, 35
- [AH76] J. AWERBUCH et H. T. HAHN : Hard object impact damage of metal matrix composites. *Journal of Composite Materials*, 1976. 35
- [ALC06] B. ALCOOK : Low velocity impact performance of recyclable all-polypropylene composites. *Composites Science and Technology*, 2006. 8, 30
- [ALI96] A. ALIOTTI : Caractérisation microstructurale des céramiques par analyse d'images. *Spectra Analyse*, 1996. 55
- [AST] Standard test method for mode I interlaminar fracture toughness of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites. 39
- [AT65] V. D. AZZI et S. W. TSAI : Anisotropic strength of composites. *Experimental Mechanics*, 1965. 99
- [AY97] E. AUSSEDAT-YAHIA : *Comportement et endommagements du composite tissé carbone/PMR15 soumis à des chargements mécaniques et thermiques*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1997. 101
- [BAS11] B. BASSA : *Contribution à l'étude d'éléments finis de type coque sans degrés de liberté en rotation ou à formulation solide pour des simulations numériques de l'emboutissage et du retour élastique*. Thèse de doctorat, INSA de Lyon, 2011. 112
- [BBD01] A. J. BRUNER, B. R. K. BLACKMAN et P. DAVIES : *Mode I delamination*. Elsevier Science Ltd, 2001. 39
- [BCBB09] C. BOUVET, B. CASTANIE, M. BIZEUL et J. J. BARRAU : Low velocity impact modelling in laminate composite panels with discrete interface elements. *International Journal of Solids and Structures*, 2009. 22, 38
- [BEC16] B. BECKELYNCK : Etude de la délamination sur des matériaux composites tissés taffetas : Essais de caractérisation et simulations numériques. Mémoire de D.E.A., Université de Laval, 2016. 107
- [BER02] L. BERREUR : Etude prospective stratégique sur les matériaux composites. *Industrie française des matériaux composites*, 2002. 13, 9
- [BER12] J. M. BERTHELOT : *Matériaux composites*. Lavoisier, 2012. 7, 9, 12, 13, 14, 100
- [BH96] G. A. BIBO et P. J. HOGG : Review the role of reinforcement architecture on impact damage mechanisms and post-impact compression behavior. *Journal of materials science*, 1996. 37
- [BIR04] M. BIRON : *Thermosets and Composites Technical Information for Plastics Users*. Elsevier Advanced Technology, 2004. 8
- [BK96] M. L. BENZEGGAGH et M. KENANE : Measurement of mixed-mode delamination fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composites with mixed-mode bending apparatus. *Composites Science and Technology*, 1996. 108, 110

- [BON95] J. BONINI : *Contribution à la prédiction numérique de l'endommagement des stratifiés composites sous impact basse vitesse*. Thèse de doctorat, Université de Bordeaux, 1995. 23
- [BOU09] C. BOUVET : Etude de l'endommagement dans les structures composites. 2009. 97
- [BOU11] C. BOUVET : Low velocity impact modelling in laminate composites and permanent indentation. *Workshop Dynamic failure of composite and sandwich structure*, 2011. 22, 24, 140
- [BRA13] R. BRAULT : *Étude du comportement mécanique des matériaux composites par corrélation volumique : Application à l'analyse des effets du cisaillement transverse*. Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2013. 57
- [BUS14] D. BUSCA : *Identification du comportement des composites en fatigue bi-axiale*. Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2014. 20, 49, 71
- [BV02] G. BELINGARDI et R. VADORI : Low velocity impact tests of laminate glass-fiber-epoxy matrix composite material plates. *International Journal of Impact Engineering*, 2002. 8, 37
- [CAR01] M. L. COSTA, S. F. MULLER DE ALMAEIDA et M. C. REZENDE : The influence of porosity on the ILSS of carbon/epoxy and carbon/bismaleimide fabric laminates. *Composites Science and Technology*, 2001. 53, 54
- [CD02] P. P. CAMANHO et C. G. DAVILA : Mixed-mode decohesion finite elements for the simulation of delamination in composite materials. Rapport technique, Nasa, 2002. 44, 103
- [CDA01] P. P. CAMANHO, C. G. DAVILA et D. R. AMBUR : Numerical growth in simulation of delamination composite materials. Rapport technique, Nasa, 2001. 44
- [CDM03] P. P. CAMANHO, C. G. DAVILA et M. F. De MOURA : Numerical simulation of mixed-mode progressive delamination in composite materials. *Journal of Composite Materials*, 2003. 44
- [CGB96] G. CAMUS, L. GUILLAUMAT et S. BASTE : Development of damage in a 2D woven C/SiC composite under mechanical loading : I. mechanical characterization. *Composites Science and Technology*, 1996. 101
- [CHE91] M. CHEVALIER : phénoplastes ou phénols-formols PF. *Technique de l'ingénieur*, 1991. 8
- [CHE06] M. CHERFAOUI : Essais non destructifs. *Techniques de l'Ingénieur*, 2006. 31
- [CL00] G. CAPRINO et V. LOPRESTO : Factors affecting the penetration energy of glass fibre reinforced plastics subjected to a concentrated transverse load. *In ECCM9*, 2000. 30
- [CLL<sup>+</sup>15] F. CAPUTO, A. D. LUCA, G. LAMANNA, V. LOPRESTO et A. RICCIO : Numerical investigation of onset and evolution of LVI damages in carbon/epoxy plates. *Composites Part B : Engineering*, 2015. 115, 125
- [CM89] W. J. CANTWELL et J. MORTON : Comparison of the low and high velocity impact response of CFRP. *Composites*, 1989. 8, 27, 120

- [CM13] G. CHAI et P. MANIKANDAN : Low velocity impact response of fibre-metal laminates à a review. *Composite Structures*, 2013. 28
- [CR01] D. COUTELIER et P. ROZYCKI : Dimensionnement en dynamique rapide de multi-matériaux utilisés en aéronautique. *Mécanique & Industries*, 2001. 44
- [CRMZ07] F. CESARI, V. DAL RE, G. MINAK et A. ZUCCHELI : Damage and residual strength of laminated carbon/epoxy composite circular plates loaded at the centre. *Composites Part A*, 2007. 8, 13, 21, 22, 35
- [DBB01] P. DAVIES, B. R. K. BLACKMAN et A. J. BRUNNER : Mode II delamination. *Fracture mechanics testing methods for polymers and adhesives and composites*, 2001. 40
- [DBBB98] P. DAVIES, B. B., B. R. K. BLAKMANN et A. J. BRUNNER : Standard test methods for delamination resistance of composite materials : Current status. *Applied Composite Materials*, 1998. 8, 40, 41
- [DC04] M. R. DAUCHIER et J. C. CAVALIER : Les matériaux composites ablatifs. *Technique de l'ingénieur*, 2004. 8
- [DEC14] P. DECONINCK : *Étude du comportement à l'impact de matériaux composites renforcés par tufting*. Thèse de doctorat, Université de Lorraine, 2014. 10, 103
- [DF96] J. DUMONT-FILLON : Spectrométrie de masse contrôle non destructif (CND). *Technique de l'ingénieur*, 1996. 13, 31, 32
- [D'O91] S. C. D'OUAZZANE : *Modèles théoriques pour la détermination des caractéristiques des matériaux composites et résultats expérimentaux*. Thèse de doctorat, Université Mohammed V de Rabbat, 1991. 7
- [DUC00] D. DUCRET : *Elasticité anisotropique et endommagement des matériaux composites : caractérisation ultrasonore et modélisation micromécanique*. Thèse de doctorat, Institut Nationale des sciences Appliquées de Lyon, 2000. 7
- [DWANB08] O. S. DAVID-WEST, N. V. ALEXANDER, D. H. NASH et W. M. BANKS : Energy absorption and bending stiffness in CFRP laminates : The effect of 45° plies. *Thin-Walled Structures*, 2008. 20
- [ESC14] L. ESCALE : *Elaboration d'un matériau composite multifonctionnel : matériau structural intégrant la fonction de blindage pour protéger des menaces de type petits fragments*. Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2014. 20, 21, 24, 27
- [EVE99] O. EVE : *Etude du comportement des structures composites endommagées par un impact basse vitesse : application aux structures aéronautiques*. Thèse de doctorat, Université de Metz, 1999. 8, 24, 25, 26
- [FB81] D. P. FLANAGAN et T. BELYTSHKO : A uniform strain hexaedron and quadrilateral with orthogonal hourglass control. *International journal for numerical methods in engineering*, 1981. 114
- [FR98] M. DE FREITAS et L. REIS : Failure mechanisms on composite specimens subjected to compression after impact. *Composite Structures*, 1998. 43

- [FS10] M. S. HOO FATT et D. A. SIRIVOLU : wave propagation model for the high velocity impact response of a composite sandwich panel. *International Journal of Impact Engineering*, 2010. 21
- [FSP98] E. FUOSS, P. V. STRAZNICKY et C. POON : Effects of stacking sequence on the impact resistance in composite laminates – part 1 : Parametric study. *Composite Structures*, 1998. 8, 30, 31
- [GAL05] K. GALANULIS : Optical measuring technologies in sheet metal processing. *GOM Gesellschaft fur Optische Messtechnik mbH*, 2005. 80
- [GAR11] C. GARNIER : *Etude du comportement dynamique des structures composites réalisées par LRI : application à l'impact et à la fatigue*. Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2011. 19, 22, 35, 49, 71, 97, 98, 125, 149, 152
- [GAY15] D. GAY : *Matériaux composites*. Lavoisier, 2015. 7, 8, 11, 65
- [GB95] X. J. GONG et M. BENZEGGAGH : Mixed mode interlaminar fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composite. *Composite Materials : Fatigue and Fracture*, 1995. 108
- [GC77] L. B. GRESZCZUK et H. CHAO : Impact damage in graphite-fiber-reinforced composites. *Composite Materials : Testing and Design*, 1977. 35
- [GE16] Y. GE : *Development of testing methods for characterisation of delamination behavior under pure mode III and mixed modes in laminated composite*. Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2016. 10, 107
- [GJD04] V. K. GOYAL, E. R. JONHSON et C. G. DAVILA : Irreversible constitutive law for modeling the delamination process using interfacial surface discontinuities. *Composite Structures*, 2004. 108
- [GMC<sup>+</sup>12] E. V. GONZALEZ, P. MAIMI, P. P. CAMANHO, A. TURON et J. A. MAYUGO : Simulation of drop-weight impact and compression after impact tests on composite laminates. *Composite Structures*, 2012. 43
- [GW08] C. R. GONZALEZ et R. E. WOODS : *Digital Image Processing*. Tom Robbins, 2008. 9, 59
- [HAL98] J. O. HALLQUIST : *LS-DYNA Theoretical Manual*. 1998. 42
- [HAL16] A. HALLONET : *Développement et caractérisation d'un matériau composite à base de fibres de lin – Application au renforcement de structures en béton par collage externe*. Thèse de doctorat, Université de Lyon, 2016. 9
- [HAS80] Z. HASHIN : Failure criteria for unidirectional fiber composites. *Journal of Applied Mechanics*, 1980. 102
- [Hex18] HEXCEL : *Fiches techniques Résines d'infusion/injection HexFlow*, 2018. 149
- [HOF67] O. HOFFMAN : The brittle strength of orthotropic materials. *Journal of Composite Materials*, 1967. 100

- [HON13] N. HONGKARNJANAKUL : Validation of low velocity impact modelling on different stacking sequences of CFRP laminates and influence of fibre failure. *Composite Structures*, 2013. 9, 37, 43, 44
- [HR73] Z. HASHIN et A. ROTEM : A fatigue failure criterion for fiber reinforced materials. *Journal of Composite Materials*, 1973. 102
- [HSC87] B. D. HARPER, G. H. STAAB et R. S. CHEN : A note on the effects of voids upon the hygral and mechanical properties of AS4/3502 graphite/epoxy. *Journal of Composite Materials*, 1987. 53
- [HWH75] G. E. HUSMAN, J. M. WHITNEY et J. C. HALPIN : Residual strength characterization of laminated composites subjected to impact loading. *object impact damage to composites*, 1975. 35
- [ILE<sup>+</sup>09] M. ILYAS, F. LACHAUD, C. ESPINOSA, L. MICHEL et M. SALUN : Dynamic delamination modeling of unidirectional composites by cohesive finite elements. *In JNC 16 and Toulouse : France (2009)*, 2009. 22, 44
- [Ins14] Institut de soudage Godard. *CND*, 2014. 8, 33
- [IRW58] G. R. IRWIN : Fracture I. *Handbuch der Physik VI*, 1958. 107
- [ISO97] Plastics – determination of tensile properties – part 4 : Test conditions for isotropic and orthotropic fibre-reinforced plastic composites, 1997. 66
- [JAM04] J. C. JAMNEL : Polyesters insaturés UP. *Technique de l'ingénieur*, 2004. 9
- [JEL91] A. JELIDI : *Conception d'un matériau composite à matrice cimentaire renforcée par des fibres de polyester*. Thèse de doctorat, Institut National des Science Appliquées de Lyon, 1991. 9
- [JEO] JEOL : *JSM-7400F Field Emission Scanning Electron Microscope*. 9, 55
- [JS93] C. L. JIH et C. T. SUN : Prediction of delamination in a composite laminates subjected to low velocity impact. *Journal of composite material*, 1993. 23
- [JWS15] J. JOKINEN, M. WALLIN et O. SAARELA : Applicability of VCCT in mode I loading of yielding adhesively bonded joints – a case study. *International Journal of Adhesion & Adhesives*, 2015. 108
- [KELM11] M. KAMINSKI, A. ELIAS, F. LAURIN et J. F. MAIRE : Nocivity of induced impact defect on the residual performances of composite structures. *In Comptes Rendus des JNC 17*, 2011. 92
- [KIM03] J. K. KIM : Strength evaluation and failure analysis of unidirectional composite using Monte Carlo simulation. *Materials and Engineering A*, 2003. 24
- [KIM08] J. KIM : *Identification de cartes d'endommagement de plaques composites impactées par la méthode des champs virtuels*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Arts et Métiers-ENSAM Paris TECH, 2008. 35
- [KM08] M. KAMINSKI et J. F. MAIRE : Tolérance aux dommages des structures composites impactées : un état des lieux. *In Journée de la commission structure de l'AAAF*, 2008. 8, 21, 26

- [KOL12] A. KOLOPP : *Impact sur structures sandwiches pour application de blindage aéronautique*. Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2012. 21, 22
- [KPB12] T. KOUTECKY, D. PALOUSEK et J. BRANDEJS : Method of photogrammetric measurement automation using TRITOP system and industrial robot. *Optik*, 2012. 80
- [KRU04] R. KRUEGER : Virtual crack closure technique : History and approach and applications. *Applied Mechanics Reviews*, 2004. 8, 39, 107
- [LAB79] J. D LABOR : Impact damage effects on the strength of advanced composites. *Evaluation and Flaw Criticality for Composite Materials*, 1979. 35
- [LAM94] A. LAMBERT : Les contrôles non destructifs : généralités. In *CETIM*, 1994. 31
- [LED09] Y. LEDRU : *Etude de la porosité dans les matériaux composites stratifiés aéronautiques*. Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2009. 7, 53, 54, 71
- [LOP09] C. S. LOPEZ : Low-velocity impact damage on dispersed stacking sequence laminates. part I : Experiments. *Composite Science and Technology*, 2009. 43
- [LZW04] L. LIU, B. ZHANG et D. WANG : Void content in carbon/epoxy composites and its effects on flexural properties. *49th International Sampe Symposium and Exhibition*, 2004. 53
- [MA13] A. H. MAZOUZI et K. AZOUAOU : Analyse de l'amorçage et propagation du délaminage en utilisant un élément d'interface basé sur la technique de fermeture virtuelle de fissure (vcct). In *Congrès Algérien de Mécanique*, 2013. 108
- [MAL01] X. MALDAGUE : *Theory and practice of infrared technology for non-destructive testing*. Willey series in microwave and optical engineering, 2001. 33
- [MAL02] X. MALDAGUE : Introduction to NDT by active infrared thermography. *Materials Evaluation*, 2002. 33
- [MAR14] J. MARTHELOT : *Rupture et délamination de films minces*. Thèse de doctorat, Université Pierre et Marie Curie, 2014. 41
- [MAS06] B. MASCARO : *Caractérisation ultrasonore de la porosité dans les composites*. Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2006. 54
- [MC97] J. F. MARIE et J. L. CHABOCHE : A new formulation of continuum damage mechanics (CDM) for composite materials. *Aerospace Science and Technology*, 1997. 22
- [MCWB12] S. MAILLARD, J. CADITH, H. WALASZEK et J. L. BODNAR : La thermographie infrarouge active et ses nouvelles applications aux matériaux métalliques. *CETIM*, 2012. 8, 33, 34
- [MHR15] H. HORSIN MOLINARO, F. HILD et S. ROUX : La tomographie en sciences et mécanique des matériaux : voyage aux centres des matériaux. *Sciences et Techniques Industrielles*, 2015. 8, 34
- [MIS00] S. MISTOU : *Développement d'un élément fini de coupe composite de coque à double courbure pour l'implémentation d'une application orienté objet*. Thèse de doctorat, Université de Bordeaux I, 2000. 13, 73
- [MMC00] Y. MEZIERE, L. MICHEL et D. CARRONIER : Mixed-mode delamination failure criteria in carbon fibre/composite under quasi-static and cyclic loading. *Fracture of polymers composites and adhesives*, 2000. 8, 40

- [MMT06] T. MITREVSKI, I. H. MARSHALL et R. THOMSON : The influence of impactor shape on the damage to composite laminates. *Composite Structures*, 2006. 8, 28
- [MOR03] W. A. DE MORAIS : Effect of the fiber reinforcement on the low energy impact behavior of fabric reinforced resin matrix composite materials. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 2003. 8, 22
- [MOS06] M. MOSNIER : *Etude expérimentale de la fissuration dynamique de plaques : application à la fragmentation de réservoirs*. Thèse de doctorat, UNIVERSITE D'ORLEANS, 2006. 41
- [NIS05] I. NISTOR : *Identification expérimentale et simulation numérique de l'endommagement en dynamique rapide : application aux structures aéronautiques*. Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2005. 38, 41, 44
- [NR91] A. NEGRIER et J. C. RIGAL : Présentation des matériaux composites. *Technique de l'ingénieur*, 1991. 9
- [O'B98] T. K O'BRIEN : Interlaminar fracture toughness : the long and winding road to standardization. *Composites part B : Engineering*, 1998. 40
- [OLS00] R. OLSSON : Mass criterion for wave control impact response of composite plates. *Composites : Part A*, 2000. 8, 27, 119
- [OPRS06] O. ORFILA, M. PERRIN, J. ROUSSEAU et O. SICOT : Comportement à l'impact de plaques composites stratifiées isotropes. *Matériaux*, 2006. 37
- [OS75] D. W. OPLINGER et J. M. SLEPETZ : Impact damage tolerance of graphite/epoxy sandwich panels. *Foreign Object Impact Damage to Composites*, 1975. 35
- [OST14] B. OSTRE : *Etude des impacts sur chant appliqués à des structures composites dans l'aéronautique*. Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2014. 22
- [OT02] T. OKABE et N. TAKEDA : size effect on tensile strength of unidirectional CFRP composites-experiment and simulation. *Composites Science and Technology*, 2002. 24
- [PAJ13] D. PAJANI : Thermographie-principes et mesure. *Technique de l'ingénieur*, 2013. 33
- [PB00] S. L. PHOENIX et L. J. BEYERHEIN : Statistical strength theory for fibrous composite materials. *Comprehensive Composite Material*, 2000. 24
- [PBBB07] S. PETIT, C. BOUVET, A. BERGEROT et J. J BARRAU : Impact and compression after impact experimental study of a composite laminate with a cork thermal shield. *Composites Science and Technology*, 2007. 24
- [PER11] A. PERRET : *Etude du comportement en post-flambement d'un panneau de fuselage composite infusé avec structures intégrées*. Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2011. 19, 38, 49, 72
- [PL00] P. PARNEIX et D. LUCAS : les matériaux composites en construction navale militaire. *Technique de l'ingénieur*, 2000. 8, 9
- [POU12] L. POUSSINE : *Développement de nouveaux matériaux pour l'infusion de composites*. Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2012. 9, 49



- [PPL11] N. PINDRA, L. PONSON et J. B. LEBLOND : Rupture des matériaux fragiles hétérogènes : dynamique de fissure et résistance effective. *In 20 ième Congrès Français de Mécanique*, 2011. 41
- [PRO07] P. PROMBUT : *Caractérisation de la propagation de délaminage des stratifiés composites multidirectionnels*. Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2007. 8, 22, 38, 40
- [PS98] A. PUCK et H. SCHURMANN : Failure analysis of FRP laminate by means of physically based phenomenological models. *Composites Science and Technology*, 1998. 38
- [RBR<sup>+</sup>12] P. RAHME, C. BOUVET, S. RIVALLANT, V. FASCIO et G. VALEMBIOS : Experimental investigation of impact on composite laminates with protective layers. *Composites Science and Technology*, 2012. 8, 24, 25
- [RCQC97] C. REDON, L. CHERMANT, J. L. QUENEC'H et J. L. CHERMANT : Caractérisation par analyse d'images de la morphologie de bétons renforcés par des fibres de fonte amorphe. *Annales du bâtiment et des travaux public*, 1997. 55
- [REE06] J. R. REEDER : 3D mixed mode delamination fracture criteria - an experimentalist's perspective. *In American Society for Composites 21st Annual Technical Conference*, 2006. 108
- [REN93] M. RENAULT : *Calcul de la tenue résiduelle après impact d'un composite carbone epoxyde : modèle d'endommagement et critère de rupture associé*. Thèse de doctorat, Université de Nantes, 1993. 23
- [RHO75] M. D. RHODES : Impact fracture of composite sandwich structures. Rapport technique, NASA, 1975. 35
- [RK77] E. F. RYBICKI et M. F. KANNIEN : A finite element calculation of stress intensity by a modified crack closure integral. *Engineering Fracture Mechanics*, 1977. 106, 107
- [SBT04] W. STASZEWSKI, C. BOLLER et G. R. TOMLINSON : *Health monitoring of aerospace structures : smart sensor technologies and signal processing*. Editions Wiley, 2004. 35
- [SIC17] SICOMIN : *Fiche technique SR1710-SD8824*, 2017. 13, 48, 52
- [SLC08] K. B. SHIN, J. Y. LEE et S. H. CHO : An experimental study of low-velocity impact responses of sandwich panels for korean low floor bus. *Composite Structures*, 2008. 20
- [SMI90] C. S. SMITH : *Design of marine structure in composite materials*. Elsevier science publisher Ltd, 1990. 8
- [SPG16] R. P. LEMANLE SANGA, O. PANTALE et C. GARNIER : Finite element simulation of low velocity impact damage on an aeronautical carbon composite structure. *Applied Composite Materials*, 2016. 125, 140
- [SPG18] R. P. LEMANLE SANGA, O. PANTALE et C. GARNIER : Approaches to simulate impact damages on aeronautical composite structures. *In AIP Conference Proceedings*, 2018. 125
- [SS01] L. SHAPIRO et G. STOCKMAN : *Computer Vision*. Pearson ; 1 edition, 2001. 57



- [SSBZN05] S. SANCHEZ-SAEZ, E. BARDERO, R. ZAERA et C. NAVARRO : Compression after impact of thin composite laminates. *Composite Science and Technology*, 2005. 43
- [STBD10] B. SANTILLANA, B. G. THOMAS, G. BOTMAN et E. DEKKER : 3D thickness measurement technique for continuous casting breakout shells. In *PROCEEDINGS OF ISMA2010 INCLUDING USD2010*, 2010. 80
- [SUT12] M. P. F. SUTCLIFFE : Moderate speed impact damage to 2D-braided glassâcarbon composites. *Composite Structures*, 2012. 22
- [TAN15] W. TAN : Predicting low velocity impact damage and compression-after-impact (CAI) behaviour of composite laminates. *Composites : Part A*, 2015. 9, 42, 125, 140
- [TAW09] I. TAWK : *Contribution à la modélisation à l'impact de pales d'hélicoptère*. Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2009. 42
- [TCCD06] A. TURON, P. P. CAMANHO, J. COSTA et C. G. DAVILA : A damage model for the simulation of delamination in advanced composites under variable-mode loading. *Mechanics of materials*, 2006. 44
- [THI13] C. THIERY : Tomographie à rayons X. *Technique de l'ingénieur*, 2013. 34
- [THO11] C. THOMAS : *Etude des mécanismes dédommagement des composites fibres de carbone / matrice polyamide : application à la réalisation de réservoirs de stockage de gaz sous haute pression de type IV*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2011. 23, 24
- [TLK+03] L. TOUBAL, B. LORRAIN, M. KARAMA, S. MISTOU, D. FOURNIER, M. P. RATEL et A. ORGANISTA : Comparative study for the characterization of a composite plate by a mix method by immersion. In *JNC13*, 2003. 71
- [TRA11] A. T. TRAN : *Etude du délaminage en mode II de composites unidirectionnels soumis à des sollicitation rapide : Approche globale et Approche locale*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure d'Art et Métier- ENSAM Paris Tech, 2011. 44
- [TRO13] E. TROUSSET : *Prévision des dommages d'impact basse vitesse et basse énergie dans les composites à matrice organique stratifiés*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2013. 35
- [TW71] S. W. TSAI et E. M. WU : A general theory of strength for anisotropic materials. *Journal of Composite Materials*, 1971. 100
- [VAN11] T. VANDELLOS : *Développement d'une stratégie de modélisation du délaminage dans les structures composites stratifiées*. Thèse de doctorat, UNIVERSITÉ BORDEAUX 1, 2011. 104, 107, 108
- [VS12] P. S. VENKATANARANAN et A. J. STANLEY : Intermediate velocity bullet impact response of laminated glass fiber reinforced hybrid (HEP) resin carbon nano composite. *Aerospace Science and Technology*, 2012. 22
- [WIL89] J. G. WILLIAM : Fracture mechanics of anisotropic materials. *Application of fracture mechanics to composite materials*, 1989. 41, 106

- [WSG96] C. WILLIAMS, J. SUMMERSCALES et S. GROVE : Resin infusion : infusion under flexible tooling : A review. *Composites Part A*, 1996. 15
- [XP95] Y. XIONG et C. POON : A prediction method for the compressive strength of impact damaged composite laminates. *Composite Structures*, 1995. 43
- [ZDH99] X. ZHANG, G. A. O. DAVIES et D. HITCHINGS : Impact damage with compressive preload and post-impact compression of carbon composite plates. *International Journal of Impact Engineering*, 1999. 44
-

## Evaluation expérimentale et numérique des endommagements d'une structure composite sous impact pour une large gamme de vitesses et d'énergies

**Résumé :** Les matériaux composites utilisés dans l'industrie aéronautique sont très souvent à base de fibres de carbone et de résine époxyde. L'utilisation de nouvelles résines implique une étude constante des critères de dimensionnement mécanique de ces matériaux. Certains de ces critères basés sur la durabilité et la résistance aux sollicitations en dynamique rapide sont faits via des études expérimentales très coûteuses. Le recours à la simulation numérique est d'une importance particulière et apporte un gain financier conséquent. Dans cette étude, nous évaluons à l'aide des expériences et de la modélisation numérique, le comportement à l'impact des structures composites. Notre attention est portée sur le composite à base de tissus de carbone haute résistance G0926 et de la résine époxyde SR1710. Les plaques composites sont fabriquées par infusion de résine liquide suivant la séquence d'empilement  $[[0/45]_3]_S$  puis, soumises à des impacts basse vitesse basse énergie (BV/BE) et des impacts haute vitesse haute énergie (HV/HE). La mise en évidence des endommagements de surface (indentation résiduelle) à l'aide du système ATOS-TRITOP et des endommagements internes (zone délaminée) par la thermographie infrarouge permet d'observer un comportement à l'impact fortement lié à la fois au type d'impact et à l'énergie d'impact. Des tests de compression après impact (CAI) montrent également une variabilité de la résistance mécanique résiduelle liée aux types et énergies d'impact. Des modèles numériques d'impact (2D et 3D) sur le code éléments finis ABAQUS ont ensuite été développés. Les modèles d'impact 3D basés sur lois cohésives avec des critères d'initiation des contraintes quadratiques et les critères énergétiques de propagation de Benzeggagh-Kenane permettent de prédire avec satisfaction les délaminages observés lors des expériences.

**Mots clés :** matériaux composites, simulation numérique, identification du comportement, impact, dynamique rapide, endommagement.

## Experimental and numerical evaluation of impact damages on a composite structure for a wide range of velocities and energies

**Abstract :** Composite materials used in the aeronautical industry are often based on carbon fiber reinforced polymer composites (CFRP). The use of new polymers implies a constant study of the mechanical criteria dimensioning of these materials. Some of these criteria based on durability and resistance in fast dynamics are made through experimental studies, however very expensive. The use of numerical simulation is essential and reduces financial cost. In this study, we evaluate the impact behaviour of composite structures using experiments and numerical modeling. Our focus is on the composite with high-strength carbon fabrics G0926 and epoxy resin SR1710. Composite plates are manufactured by liquid resin infusion following the stacking sequence  $[[0/45]_3]_S$ , then subjected to low-velocity low-energy (LV/LE) and high-velocity high-energy (HV/HE) impacts. Regarding the identification of external damage (residual indentation) by the ATOS-TRITOP system and internal damage (delaminated zone) by infrared thermography, it is possible to observe an impact behaviour strongly linked to both the impact type and the energy of the impact. Compression after impact tests (CAI) also show variability in residual mechanical strength related to impact types and energies. Numerical models (2D and 3D) of impact on the ABAQUS finite element software were then developed. 3D impact models based on cohesive zone approach with quadratic stresses criterion for the initiation of delamination and the Benzeggagh-Kenane criterion for the propagation of delamination allows with satisfaction the delamination observed during the experiments.

**Key words :** composites materials, numerical simulation, identification of behavior, impact, fast dynamic, damage.

